

REPORT DOCUMENTATION PAGE

Form Approved OMB No. 0704-0188

Public reporting burden for this collection of information is estimated to average 1 hour per response, including the time for reviewing instructions, searching existing data sources, gathering and maintaining the data needed, and completing and reviewing the collection of information. Send comments regarding this burden estimate or any other aspect of this collection of information, including suggestions for reducing this burden to Washington Headquarters Services, Directorate for Information Operations and Reports, 1215 Jefferson Davis Highway, Suite 1204, Arlington, VA 22202-4302, and to the Office of Management and Budget, Paperwork Reduction Project (0704-0188), Washington, DC 20503.

1. AGENCY USE ONLY (Leave blank)		2. REPORT DATE 2000		3. REPORT TYPE AND DATES COVERED Dissertation	
4. TITLE AND SUBTITLE Stoechimetrieuntersuchungen von Schichtsystemen fuer die Nanoelektronik Stoichimetry Experiments of Layer Systems for Nanoelectronics				5. FUNDING NUMBERS	
6. AUTHOR(S) Peter Bieringer					
7. PERFORMING ORGANIZATION NAME(S) AND ADDRESS(ES) Fakultaet fuer Elektrotechnik Institut fuer Physik Universitaet der Bundeswehr Munchen					
9. SPONSORING/MONITORING AGENCY NAME(S) AND ADDRESS(ES)				10. SPONSORING/MONITORING AGENCY REPORT NUMBER	
11. SUPPLEMENTARY NOTES Text in German. Title and abstract in German and English, 144 pages.					
12a. DISTRIBUTION/AVAILABILITY STATEMENT Distribution A: Public Release.				12b. DISTRIBUTION CODE	
ABSTRACT (Maximum 200 words) The study deals with problems in the stoichiometric analysis of thin layers in silicon semiconductors, with the secondary mass-spectrometric system (SIMS) and the Rutherford backscatter spectrometric system (RBS) selected as analytical methods. The appropriateness of these methods to the tests concluded is demonstrated ultimately in the study: SIMS is proven to be unfit, whereas the RBS system, as the author expected from the beginning, exemplifies the barometer by which the stoichiometric analysis of mixed layers can be scrutinized. SIMS is then shown to be ideal for determining the concentration of doping substances, die to the system's relative measuring capacity. Ever-thinning layers, however, tend to be problematic for both approaches.					
14. SUBJECT TERMS German, UNIBW, Rutherford Backscatter Spectrometric System, Secondary Mass Spectrometric System, Stoichiometry, Silicon semiconductors, Layers analysis				15. NUMBER OF PAGES	
				16. PRICE CODE	
17. SECURITY CLASSIFICATION OF REPORT UNCLASSIFIED	18. SECURITY CLASSIFICATION OF THIS PAGE UNCLASSIFIED	19. SECURITY CLASSIFICATION OF ABSTRACT UNCLASSIFIED	20. LIMITATION OF ABSTRACT UL		

NSN 7540-01-280-5500

Standard Form 298 (Rev. 2-89)
Prescribed by ANSI Std. Z39-18
298-102

20021119 046

**Stöchiometrieuntersuchungen
von Schichtsystemen
für die Nanoelektronik**



DISTRIBUTION STATEMENT A
Approved for Public Release
Distribution Unlimited

Dissertation
von

Peter Bieringer

2000

Universität der Bundeswehr München
Fakultät für Elektrotechnik
(Institut für Physik)

**Stöchiometrieuntersuchungen
von Schichtsystemen
für die Nanoelektronik**

Peter Bieringer

Vorsitzender des Promotionsausschusses: Prof. Dr.-Ing. Klaus Landes
1. Berichterstatter: Prof. Dr. rer. nat. Ignaz Eisele
2. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. Hermann Baumgärtner

Tag der Prüfung: 02.02.2000

Mit der Promotion erlangter akademischer Grad:
Doktor-Ingenieur
(Dr.-Ing.)

Neubiberg, den 07.03.2000

Copies Furnished to DTIC
Reproduced From
Bound Originals

Reproduced From
Best Available Copy

AQ F03-02-0352

Der Druck dieser Arbeit wurde durch Haushaltsmittel der
Universität der Bundeswehr München gefördert.

Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit den Problemen der Stöchiometrieanalyse dünner Schichten in der Silizium-Halbleitertechnologie. Diese Analyse wird sowohl zur Entwicklung als auch zur Kontrolle verschiedener Schichtherstellungsprozesse benötigt, mit denen unter anderem auch neuartige Bauelemente realisiert werden.

Als geeignete Analyseverfahren wurden die Sekundärionen-Massenspektrometrie (SIMS) und die Rutherford-Rückstreuungs-Spektrometrie (RBS) ausgewählt. Für beide Verfahren sind die Anlagen installiert und verbessert worden. Die Eignung zur Analyse wurde anhand verschiedener definiert hergestellter Schichtsysteme getestet.

Der Gehalt und das Tiefenprofil von Dotierstoffen in Silizium-Schichten läßt sich am besten mit SIMS bestimmen. Aufgrund der relativen Meßmethodik besteht allerdings ein Problem der Kalibrierung, das durch Referenzen gelöst werden kann. Ergänzend kann bei Dotierstoffen höherer Massenzahl (z.B. Antimon) RBS als absolute Meßmethode verwendet werden. Die absolute Genauigkeit der Messung von Konstantdotierungen ist abhängig von der verwendeten Referenz. Die Toleranz zwischen verschiedenen Messungen liegt bei gleicher verwendeter Referenz bei etwa 5 %, kann aber im ungünstigen Fall wie bei Antimon auf 20 % bei der verwendeten SIMS-Anlage ansteigen. Die Tiefenauflösung ist abhängig von der Energie der Primärionen und liegt bei etwa 10 nm. Die Flächendichte einer Deltadotierung wird durch die numerische Integration einer SIMS-Messung berechnet. Da hier auch die Primärionenenergie einen Einfluß auf die Messung hat, sind Abweichungen bis zum Faktor 2 möglich.

Die Zusammensetzung von Dielektrika (Oxiden, Oxinitriden und Nitriden) und Metalloxid-Schichten für Sensormaterialien wird mit RBS aufgrund des absoluten Meßergebnisses bestimmt. SIMS kann hier nicht verwendet werden, da bei diesem Verfahren zum einen aufgrund von Aufladungseffekten die Messung verfälscht wird, zum anderen die Konzentrationsbestimmung nur relativ zu einem Matrixmaterial möglich ist. Die Genauigkeit der Stöchiometriebestimmung liegt unter 10 %. Die relative Tiefenauflösung bewegt sich abhängig von den Meßparametern im Bereich von etwa 30 nm.

Zur Stöchiometrieanalyse von Mischschichten ist RBS eine geeignete Methode. Beispiele hierfür sind Kombinationen aus Silizium und Germanium oder binäre und ternäre Silizide. Letzere sollen in der Nanoelektronik als epitaktische metallische Schichten dienen. Hier ist im Vergleich zu den Oxiden aufgrund des höheren Wirkungsquerschnitts der einzelnen Atome in der Mischschicht die Genauigkeit der Stöchiometriebestimmung besser als 5 %.

In einigen Fällen können auch ergänzende Verfahren wie AES, XPS und die Ellipsometrie eingesetzt werden. Tabelle Z.1 zeigt einen Überblick.

	RBS	SIMS	Ergänzend
Silizium-Dotierung	o	+	–
(Dünne) Oxide	+	–	AES, XPS, ELL
Metalloxide	+	–	AES
Silizium/Germanium	+	o	AES
Silizide	+	o	AES

Tabelle Z.1: Zusammenfassung der Stöchiometriebestimmungsmethoden (+ gut, o bedingt, – schlecht)

Die Bestimmung von Stöchiometrien mit Hilfe des RBS ist im allgemeinen unproblematisch, jedoch können Probleme in der Dickenbestimmung bei unbekannter Dichte der Schicht auftreten. Die Bestimmung von unbekannten Atomen höherer Massen nimmt mit zunehmender Masse prinzipbedingt ab. Zudem kann es Schichtprofile geben, bei deren Messung sich auflösungsbedingt die Einzelprofile derartig überlagern, daß keine vernünftige Auswertung mehr möglich ist.

SIMS ist für die Konzentrationsbestimmung von Dotierstoffen ideal. Aufgrund des relativen Meßverfahrens können Mischschichten aufgrund der vorkommenden Konzentrationen nicht mehr absolut gemessen werden. Jedoch ist ein qualitativer Verlauf in den meisten Fällen möglich. Für Isolatoren ist es ohne spezielle Entladungsvorrichtung der Probenoberfläche völlig ungeeignet.

Die Tendenz zu immer dünneren Schichten bereitet allerdings beiden Methoden für Schichten < 30 nm Probleme. Im Moment gibt es jedoch keine Alternativen für quantitative Ergebnisse.

Inhaltsverzeichnis

Zusammenfassung.....	III
1 Einleitung.....	1
2 Materialsysteme für nanoelektronische Bauelemente.....	5
2.1 Dotierte Silizium-Schichtsysteme	5
2.2 Silizium/Germanium-Heterostrukturen.....	7
2.3 Silizide für die Metallisierung.....	8
2.4 Dielektrika.....	8
2.5 Metalloxide für Sensoren	9
3 Überblick über die Verfahren der Festkörperanalytik.....	11
3.1 Differenzierung der einzelnen Verfahren.....	11
3.2 Kurze Erläuterung der Analyseverfahren.....	12
3.3 Klassifizierung der Analyseverfahren	30
3.4 Zusammenfassung.....	32
4 Beschreibung der verwendeten Analysemethoden	33
4.1 RBS	33
4.2 SIMS.....	56
5 Kontrolle der Prozeßentwicklung	85
5.1 Konstantdotiertes Silizium	85
5.2 Silizium-Schichten mit Deltadotierungen	92
5.3 Systeme aus dotierten Silizium-Schichten	96
5.4 Silizium/Germanium-Heterostrukturen.....	105
5.5 Silizide für die Metallisierung.....	107
5.6 Dielektrika.....	110
5.7 Metalloxide.....	118
5.8 Fehleranalyse.....	122
5.9 Zusammenfassung.....	124
6 Ausblick	125

Tabellenverzeichnis.....	127
Abbildungsverzeichnis.....	129
Literaturverzeichnis.....	132
Glossar.....	136
Anhang	140
Danksagung	145

1 Einleitung

In den letzten Jahren ist die Bedeutung der Mikroelektronik kontinuierlich gestiegen. Sie ist inzwischen zu einem fixen Bestandteil des täglichen Lebens geworden, auch wenn das auf den ersten Blick nicht immer erkannt wird. Fast schon in jedem elektrischen Gerät steckt zur Steuerung ein Mikrocontroller bzw. eine elektronische Schaltung. Da etliche dieser Geräte transportabel sein sollen, sind sie für netzunabhängige Stromversorgung durch Batterien oder Akkumulatoren ausgelegt. Um gleichzeitig eine lange Betriebsdauer zu ermöglichen, soll auch die elektronische Schaltung so wenig Energie wie möglich verbrauchen. Dies gelingt am besten mit Integrierten Schaltungen (ICs) basierend auf der CMOS-Technologie, da diese im Gegensatz zu der (bipolaren) Transistor-Transistor-Logik (TTL) im statischen Zustand fast keinen Strom verbraucht.

Die aktive Halbleiterfläche eines ICs (das sogenannte *Die*) ist im allgemeinen in der Größe beschränkt. Um mehr Funktionen in einen IC zu implementieren, ist eine Verkleinerung der aktiven Strukturen nötig. Dadurch erhält man gleichzeitig bessere Eigenschaften wie niedrigere Betriebsspannung, geringeren Stromverbrauch und damit weniger Verlustleistung.

Einzelne Bauelemente bestehen aus unterschiedlich dotierten Schichten und Gebieten bzw. Materialkombinationen. Zur Zeit sind etwa 85 % der hergestellten Transistoren MOS-FETs in konventioneller lateraler Bauweise (Abbildung 1.1).

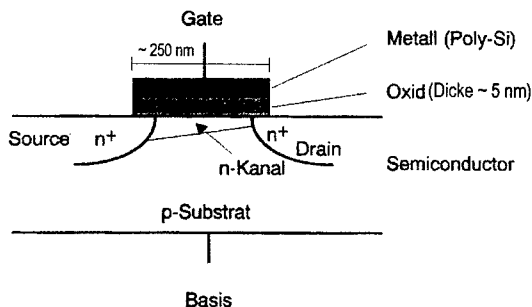


Abbildung 1.1: Schematischer Aufbau eines MOS-FETs [98Mat1]

Einige der typischen Abmessungen sind durch die Auflösung der optischen Lithographie begrenzt. Bei einer Verkleinerung des Bauelements müssen jedoch die einzelnen Gebiete im gleichen Maße dünner und kleiner werden, um die gleichen elektrischen Eigenschaften zu behalten. Hier stellt sich die Frage, ob solche Gebiete noch herstellbar sind, die Grenzen zwischen ihnen noch scharf bleiben, und ob die verschiedenen Herstellungsprozesse noch reproduzierbar und kontrollierbar sind.

Zum Erreichen noch kleinerer Abmessungen, vor allem der Dotiergebiete, sind neue Bauelemente erfunden worden. Hierbei werden die (un-)dotierten Gebiete nicht lateral durch optische Lithographie definiert, sondern vertikal durch Wachstum mit atomarer Monolagenauflösung. Ausgehend von einem Träger (Substrat) werden Schichten bestimmter Zusammensetzung und Dicke aufgebracht. Mit Hilfe einer nachfolgenden Strukturierung durch Ätzen werden die Bauelemente vereinzelt.

Ein Beispiel für ein innovatives Bauelement mit kleinen Abmessungen der Dotiergebiete ist der modulationsdotierte Feldeffekttransistor (MOD-FET). Er besteht aus (teilweise dotierten) definierten Schichtdicken von Silizium im nm-Bereich, sowie einer Mischschicht aus Silizium und Germanium (Abbildung 1.2).

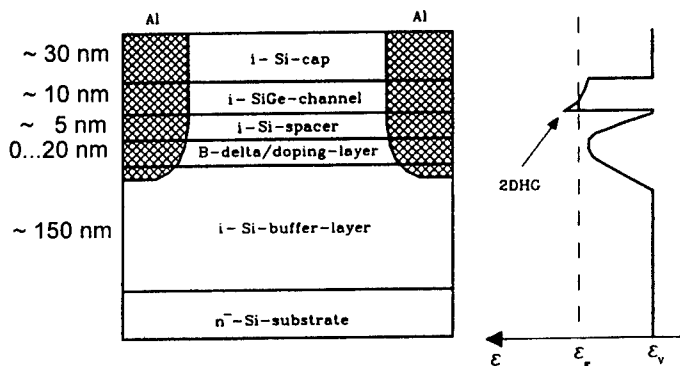


Abbildung 1.2: Schematischer Schichtaufbau eines MOD-FETs [96Rup1]

Dieser gezeigte Aufbau wird auch als sogenannte Heterostruktur bezeichnet, da das System nicht nur aus einem Hauptmaterial besteht, sondern aus zwei verschiedenen zusammengesetzt ist. Ein weiteres Beispiel für eine Heterostruktur ist der in Abbildung 1.3 gezeigte Aufbau einer LASER-Diode. Auch hier bewegen sich die Schichtdicken im Bereich von einigen 10 bis 100 nm.

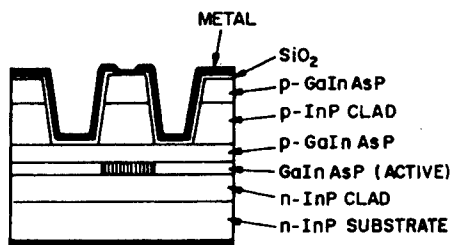


Abbildung 1.3: Schematischer Schichtaufbau einer LASER-Diode [81Sze1]

Zudem ist mit vertikalen Schichtsystemen die Herstellung anderer neuartiger Bauelemente wie z.B. Tunnelstrukturen aus Halbleiter/Metall-Isolator-Schichtfolgen (Abbildung 1.4)

möglich. Die planaren Technologien wie Implantation und Diffusion, welche im allgemeinen keine scharfen Übergänge zulassen, können dazu nicht verwendet werden.

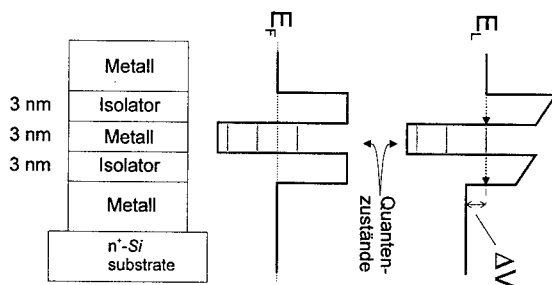


Abbildung 1.4: Schematischer Schichtaufbau einer Tunnelstruktur

Da für die Fertigung eines aktuellen MOS-FETs etwa 400 bis 800 Prozessschritte nötig sind und für jeden Prozesstag in einer DRAM-Fabrik etwa 1 Mio. DM an Betriebskosten anfallen, ist die Industrie gegenüber völligen Neuentwicklungen eher konservativ eingestellt. Hier stellt sich die Frage, ob auch der momentan am häufigsten benötigte laterale MOS-FET (Abbildung 1.1) reproduzierbar in einer vertikalen Version unter Einbindung von Dotierprofilen in Nanometerabmessungen hergestellt werden kann. Eine schematische Darstellung ist in Abbildung 1.5 zu sehen. Solche Transistoren werden zur Zeit entwickelt und ihre elektrischen Eigenschaften erforscht.

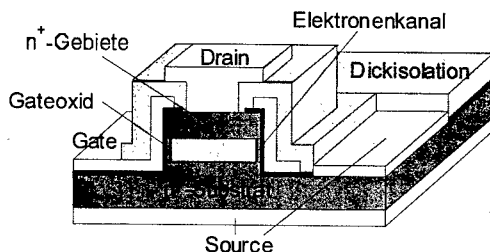


Abbildung 1.5: Vertikaler MOS-FET (Schema) [98Kae1]

Für die vertikale Herstellung werden Techniken für definiertes vertikales kristallines Schichtwachstum atomarer Monolagen benötigt. Epitaktische Abscheidungsverfahren, wie die Molekularstrahlepitaxie (MBE), die chemische Abscheidung aus der Gasphase (CVD) oder aus einer flüssigen Phase (LPE), sind hierfür mögliche Methoden. Mit allen Verfahren können Schichtdicken vom nm- bis in den μm -Bereich hergestellt werden. Auch eine gleichzeitige konstante oder variable Dotierung der Schicht ist möglich. Zudem ist man nicht auf das Silizium-Substrat als Ausgangsmaterial festgelegt, es kann z.B. auch *GaAs* oder *SiC* verwendet werden.

Solche Herstellungsprozesse müssen während der Entwicklungsphase auf ihre Tauglichkeit untersucht werden. Dafür werden hauptsächlich drei Verfahren verwendet. Die Geometriebestimmung, die Analyse der Zusammensetzung (Stöchiometrie) der Schicht und, wenn

die beiden als Resultat die vom Design vorgegebenen Werte liefern, eine elektrische Charakterisierung der prozessierten Bauelemente. Nach der Charakterisierung der Einzelprozesse wird die Stöchiometrieanalyse zur Kontrolle und zur Erforschung von gegenseitigen Beeinflussungen bei der Prozeßintegration eingesetzt.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, für verschiedenste Schichten bzw. Systeme geeignete Analysemethoden und ihre Grenzen zu finden. Zudem ist die Güte der Korrelation zwischen den analysierten Zusammensetzungen und den elektrischen Parametern festzustellen.

2 Materialsysteme für nanoelektronische Bauelemente

Am Lehrstuhl für Mikrosystemtechnik an der Universität der Bundeswehr München (UniBwM) werden konventionelle und innovative Bauelemente der Silizium-Nanoelektronik unter Anwendung von atomaren Schichtwachstumstechniken hergestellt und deren elektrische Eigenschaften erforscht.

Dotierte Schichtsysteme können mit der Hilfe der Molekularstrahlepitaxie, Materialkombinationen durch gleichzeitiges Aufdampfen oder Wachstum (Oxide, Silizide) produziert werden. Die gleichzeitige Auswertung der elektrischen Eigenschaften der Bauelemente und der Stöchiometrie bietet die Möglichkeit einer zuverlässigen und aussagekräftigen Bewertung der verwendeten Analysemethoden.

Im folgenden werden einzelne Schichtsysteme kurz beschrieben und typische Anwendungsbeispiele (Bauelemente und Anforderungen) diskutiert.

2.1 Dotierte Silizium-Schichtsysteme

Zur Herstellung von Dioden und Transistoren werden dotierte Silizium-Schichtsysteme benötigt. Im Gegensatz zu lateralen Herstellungsmethoden, bei denen der Dotierstoff durch Implantation lokal oder ganzflächig eingebracht wird, muß bei der Molekularstrahlepitaxie der Dotierstoff zusätzlich angeboten und in die Schicht eingebaut werden. Dieses Verfahren ist ähnlich zur Abscheidung von dotierten Schichten aus der Gasphase durch Beigabe von Dotiergas.

Die Höhe der maximalen Dotierung ist von den Prozeßparametern und des Dotierstoffes selbst abhängig. In Tabelle 2.1 und Abbildung 2.1 sind die charakteristischen Eigenschaften der in der Silizium-Technologie überwiegend verwendeten Dotierstoffe zu sehen.

Typ	Dotierstoff	Ionisierungsenergie [eV]	Festkörperlöslichkeit [Atome·cm ⁻³] bei 800°C	Diffusionslänge [nm] bei 1 h mit 700°C
p	Bor	0.045	$2.8 \cdot 10^{20}$	0.59
	Aluminium	0.067	$1.1 \cdot 10^{19}$	1.04
	Gallium	0.072	$3 \cdot 10^{19}$	0.61
n	Phosphor	0.045	$2.5 \cdot 10^{20}$	0.39
	Arsen	0.054	$1.4 \cdot 10^{20}$	0.19
	Antimon	0.039	$2.6 \cdot 10^{19}$	0.12

Tabelle 2.1: Eigenschaften von Dotierstoffen in der Silizium-Technologie [76Wol1], [87Ang1], [88Kas1]

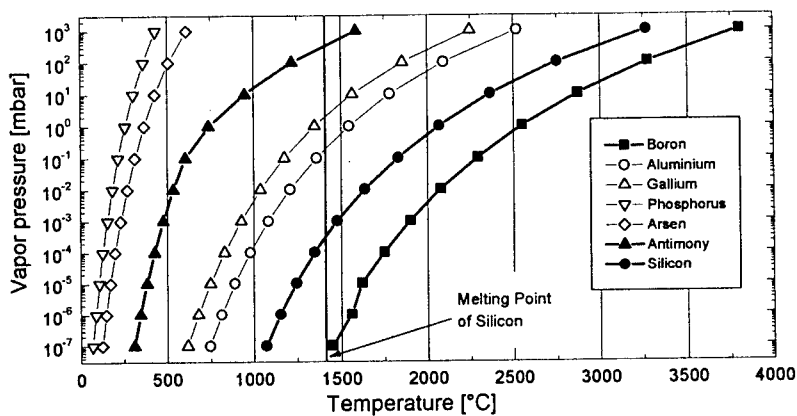


Abbildung 2.1: Dampfdruck von Dotierstoffen bei verschiedenen Temperaturen in der Silizium-Technologie [72Gra1]

Bei der Schichtherstellung mittels MBE sind folgende Eigenschaften des Dotierstoffes von Vorteil:

- Hohe Festkörperlöslichkeit zur Herstellung maximal dotierter Kontaktschichten
- Niedriger Dampfdruck zur Vermeidung von unabsichtlicher (Hintergrund-)Dotierung

Aufgrund des niedrigen Dampfdruckes und der geringen Diffusionsdistanz werden am Lehrstuhl Bor für p-dotierte und Antimon für n-dotierte Schichten verwendet.

Ziel bei der Herstellung dotierter Silizium-Schichten ist es, die Höhe der Konzentration genau zu steuern und zudem einen großen Dotierbereich abzudecken. Gewünschte Konzentrationen bewegen sich von etwa $1 \cdot 10^{17}$ Atome/cm³ für eine Kanaldotierung beim MOS-FET bis hin zu etwa $1 \cdot 10^{21}$ Atome/cm³ für Anschlußkontakte. Bei der Prozeßentwicklung müssen die Konzentration und der Verlauf des Profils bestimmt werden, um für spätere komplexere Prozesse die Parametersätze anwenden zu können.

Ein Beispiel für ein Bauelement, bestehend aus solchen Schichten, ist die Triangular-Barrier-Diode (TBD), zu sehen in Abbildung 2.2. Die Dicken für d_1 und d_2 liegen im Bereich von einigen 10 nm.

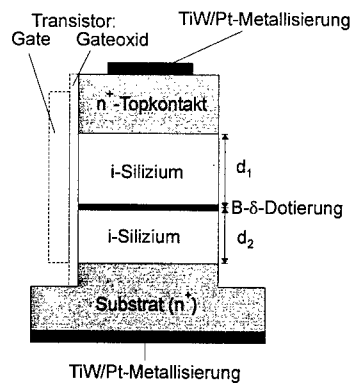


Abbildung 2.2: Triangular-Barrier-Diode (Schema), gestrichelt ist die Anordnung des Gates für einen auf einer TBD aufbauenden vertikalen Transistor dargestellt [98Kae1]

Damit diese Diode ein charakteristisches elektrisches Verhalten zeigt, ist zur Herstellung folgendes wichtig:

- Hohe Konzentration des Dotierstoffes in der Kontaktschicht
- Abrupte Dotierübergänge
- Dünne δ -Schichten
- Niedrige Hintergrunddotierung im i-Gebiet

2.2 Silizium/Germanium-Heterostrukturen

Silizium/Germanium-Heterostrukturen sind Schichtsysteme bestehend aus (un-)dotiertem Silizium und/oder Mischungen aus Silizium und Germanium. Beispiele hierfür sind der bereits in Abbildung 1.2 gezeigte MOD-FET oder der Silizium/Germanium-Hetero-Bipolar-Transistor (HBT) (Abbildung 2.3).

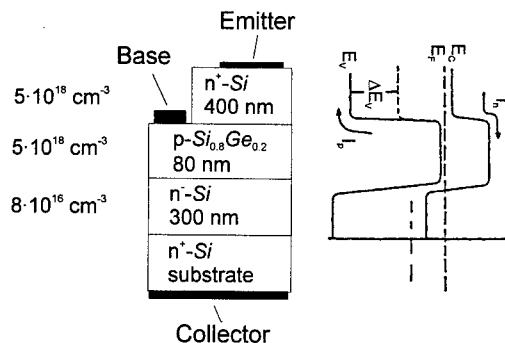


Abbildung 2.3: Schematischer Schichtaufbau eines Hetero-Bipolar-Transistors (HBT)

Der Gehalt von Germanium in einer solchen Mischschicht wird beim Design des Bauelements definiert. Um diese wie gewünscht herstellen zu können, müssen zuerst die Wachstumsraten von Silizium und Germanium kalibriert und aufeinander abgestimmt werden. Mit verschiedenen Prozeßparametern aufgewachsene Schichten werden dann zur Kontrolle auf ihre Zusammensetzung hin analysiert.

2.3 Silizide für die Metallisierung

Silizide wie z.B. Systeme aus CoSi (binär) oder CoSiGe (ternär) sollen als kristalline Schichten in einem mit MBE herzustellenden Schichtsystem Verwendung finden, um als hochleitende (metallartige) Zwischenschicht unter Beibehaltung der Kristallinformation des darunterliegenden Siliziums zu wirken. Damit kann über dieser Schicht Silizium weiter kristallin aufwachsen. Ein Beispiel ist der Metal-Base-Transistor (MBT), bei welchem die Basis anstelle eines dotierten Halbleiters durch eine metallische Verbindung ersetzt wird (Abbildung 2.4).

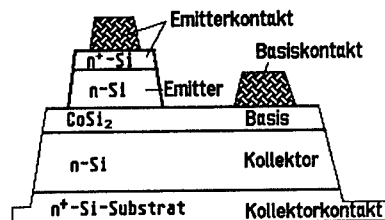


Abbildung 2.4: Schematischer Schichtaufbau eines Metal-Base-Transistors (MBT) [91Han1]

Der Spielraum der Prozeßparameter bei der Herstellung solcher Schichten aus zwei oder mehr Materialien ist sehr eng. Schon kleinste Abweichungen in den Wachstumsbedingungen führen zu einer nicht-stöchiometrischen Schichtzusammensetzung, welche wiederum zu einem nicht-einkristallinen Wachstum führt. Hier ist die Stöchiometrieanalyse eine wichtige Unterstützung für die Prozeßentwicklung.

2.4 Dielektrika

Dünne Oxide können mit verschiedenen Verfahren hergestellt werden, welche in Tabelle 2.2 aufgezeigt und nach ihrem Herstellungsverfahren klassifiziert sind.

	Wachstums- rate	Prozeßtem- peratur [°C]	Quelle	Verwendung
Thermisches Trockenoxid	~ 10 nm/h	800...1000		Industrie: Gate-Isolator
Thermisches Feuchtoxid	10...50 nm/h	850	[65Dea1]	
RTO	3 Å/s	1150	[96Mis1]	
HiPOx	~ 10 nm/h	600 bei 20 bar	[97Rao1]	Industrie: Passivierung
Sputteroxid	2...10 nm/min	RT		
LPCVD-Oxid	10...15 nm/min	700...750	[88Lee1]	
PECVD-Oxid	~ 10 nm/min	300	[92Jou1]	
RPECVD-Oxid	~ 10 nm/min	300	[90Luc1]	Forschung
Silizium-OEE	~ 10 nm/min	RT...360	[98Str1]	
Silizium-O ₃ EE	~ 10 nm/min	RT...360	[98Neu1]	
PEE-Oxid	~ 10 nm/min	RT...360	[98Str1]	
PEO von Silizium	~ 10 nm/h	RT...360	[98Str1]	

Tabelle 2.2: Auflistung und Vergleich der Herstellungsprozesse für SiO₂

Ziel am Lehrstuhl ist die Entwicklung von Verfahren zur UHV-kompatiblen Herstellung isolierender Schichtsysteme. Dafür kommen sowohl sauerstoff- bzw. ozonunterstützte wie auch plasmaunterstützte Verfahren in Frage [95Neu1], [98Str1]. Mit letzterem können auch Oxinitride hergestellt werden. In den genannten Prozessen ist es nur bei bestimmten Parametersätzen möglich, stöchiometrisch richtiges Oxid bzw. Oxinitrid herzustellen.

Beispiele zur möglichen Verwendung sind Gate-Oxide für Feldeffekttransistoren (Abbildung 1.1), Tunnel- (Abbildung 1.4) und Passivierungsoxide.

2.5 Metalloxide für Sensoren

Metalloxide aller Art finden bei der Suche nach neuartigen Gassensoren Verwendung. Am Lehrstuhl ist der sogenannte Hybrid-Suspended-Gate-FET (HSG-FET) entwickelt worden. Er besteht aus einer lateralen FET-Struktur ohne Gate, auf die ein separat hergestelltes Gate mit einem Metalloxid als sensitive Schicht plaziert wird (Abbildung 2.5).

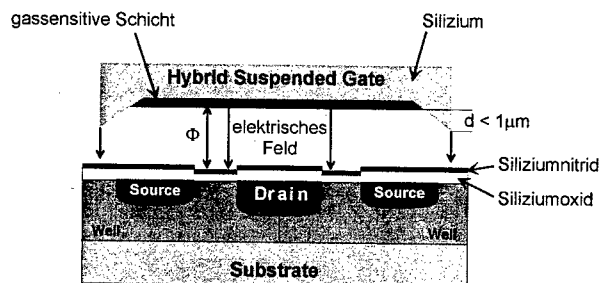


Abbildung 2.5: HSG-FET (Schema) [98Sch1]

Gas, welches durch den Spalt zwischen Gate und Gate-Isolator strömt, kann chemisch oder physikalisch mit dem Metalloxid reagieren und eine Änderung der Austrittsarbeit bewir-

ken. Diese beeinflusst den Transport der Ladungsträger im Kanal des FETs, woraus die Art und Menge des Gases bestimmt werden kann.

Folgende Metalle sind für Oxide in der Gassensorik interessant: *Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Pd, In, Sn, Sb, Te, Pt* und *Pb*. Zudem können diese Oxide mit *Al* versetzt werden, um gezielt die Gassensivität zu beeinflussen [98Sch1]. Die Schichtabscheidung solcher Metalloxide erfolgt auf unterschiedliche, vom Ausgangsmaterial abhängige Weise. Einige Metalloxide (*CuO, GeO₂, PbO, PdO, PtO, PtAl₂O₂, Sb₂O₃, SbAl₂O₃, TeO₂*) können direkt durch Funkenerosion (Spark-Ablation) auf einen Träger aufgebracht werden, andere wiederum durch Aufdampfen (*NiO, CoO, In₂O₃*). Falls das Metalloxid nicht derartig für die Schichtabscheidung verdampft werden kann, daß es sich in der gewünschten stabilen Stöchiometrie wieder abscheidet, müssen zusätzliche in-situ Oxidationsprozesse verwendet werden. Zur Verfügung stehen Oxygen-Enhanced-Evaporation (OEE), Plasma-Enhanced-Evaporation (PEE) oder Ozone-Enhanced-Evaporation (O₃EE) [98Neu1].

Da bei diesen Herstellungsprozessen die Stöchiometrie nicht immer durch die Prozeßparameter kontrolliert werden kann, ist deren nachfolgende Analyse ein wichtiger Bestandteil der Kontrolle und Charakterisierung. Zudem muß in manchen Fällen auch die Dichte der Schicht überprüft werden.

Die gezeigten Beispiele nanoelektronischer Bauelemente benötigen somit zur Herstellung

- abrupte (atomare) Dotier-, bzw. Materialwechsel
- definierte Dotierung bzw. Stöchiometrie

Im folgenden Kapitel werden mögliche Analyseverfahren für diese Schichtsysteme gesucht.

3 Überblick über die Verfahren der Festkörperanalytik

Die Herstellungsverfahren von Festkörperschichtsystemen werden seit Jahrzehnten verbessert. Bevor sie nach einer Qualifizierung in die industrielle Fertigung übernommen werden, müssen sie charakterisiert und mit den bestehenden Verfahren verglichen werden.

Auch die Entwicklung neuer Prozesse und die Herstellung neuartiger Schichtsysteme gilt es zu untersuchen. Da hierbei immer wieder vorher bestehende Dimensionsgrenzen fallen, muß sich gleichzeitig das Gebiet der Festkörperanalytik weiterentwickeln. Viele vorhandene Analysemethoden können genutzt werden und ermöglichen in ihrer Kombination fast jede Untersuchung.

3.1 Differenzierung der einzelnen Verfahren

Mit Hilfe verschiedener Analyseverfahren versucht man Informationen über den Festkörper zu gewinnen. Zumeist beruhen diese auf Streuung oder Anregung von Strahlen an den einzelnen Atomen oder Molekülen im Festkörper bzw. deren Wirkung im Verbund. In Tabelle 3.1 sind Analyseverfahren abhängig von Anregung und Nachweis gezeigt.

			Nachweis				
			Photonen		Elektronen	Ionen	Neutralteilchen
			optisch	Röntgen			
Anregung	Photonen	optisch	OM, ELL		UPS	LIMA	
		Röntgen		XRD, XRF	XPS/ESCA		
	Elektronen			EDX	AES, SEM, (S)TEM, (S)REM, LEED, (R)HEED, EELS		
	Positronen			PAS			
	Ionen			PIXE, IIXE		RBS/HEIS, SIMS, NRA, ISS/LEIS	SNMS
	Neutronen			NAA			
	Elektrisches Feld				AFM, STM		

Tabelle 3.1: Analyseverfahren abhängig von der Anregung [79Brü1], [84Wer1], [89Wal1], [91Han1], [92Con1], Abkürzungen siehe Glossar (Seite 136) bzw. später in diesem Kapitel

Man kann diese Verfahren auch nach ihrem Wechselwirkungsprozeß mit der zu analysierenden Materie sortieren, der wesentlichen Einfluß auf das zu erhaltende Resultat hat (Tabelle 3.2).

Wechselwirkung	Verfahren
Beugung	OM, ELL, XRD, LEED, (R)HEED, (S)TEM, (S)REM, ISS/LEIS, RBS/HEIS, SEM
Inelastische Streuung	EELS
Emission	XPS/ESCA, AES, UPS, SEM, SIMS, SNMS, LIMA, PIXE, IIXE, PAS, XRF, NAA, STM
Kraft	AFM

Tabelle 3.2: Analysemethoden abhängig vom angewandten Wechselwirkungsprozeß

3.2 Kurze Erläuterung der Analyseverfahren

Im folgenden werden nun die in Tabelle 3.1 und Tabelle 3.2 genannten Analyseverfahren kurz erläutert, wobei der Schwerpunkt bei der Analyse von Schichten aus der Silizium-Technologie liegt. Eine abschließende Übersicht ist in Tabelle 3.29 auf Seite 31 zu finden.

Analytik mit Lichtstrahlen

Optische Mikroskopie (OM)

Mittels optischer Abbildung durch ein Linsensystem kann eine Probenoberfläche untersucht werden. Die laterale Auflösung α_{\min} ist abhängig von der Wellenlänge λ des verwendeten Lichts und der gerätespezifischen Numerischen Apertur NA .

$$\alpha_{\min} \approx \frac{\lambda}{2 \cdot NA}$$

Eine Schichtzusammensetzung kann nur sehr bedingt bestimmt werden, da die optischen Eigenschaften des Schichtsystems nur Farbunterschiede hervorruft. Diese sind zudem dickenabhängig. Man kann den Unterschied zwischen Substrat und einer Isolatorschicht erkennen, aufgrund verschiedener Brechungsindizes und daraus folgenden Farbunterschieds meist auch zwei verschiedene Materialien bei gleicher Dicke.

Informationsquelle	Lichtstreuung
Einsatzgebiete	Oberflächentopographie (Kontrolle), Nachweis grober Verunreinigungen, <i>Critical-Dimension</i> -Messungen
Vorteile	Im allgemeinen schnelle Methode, keine Präparation nötig
Nachteile	Begrenzte laterale und vertikale Auflösung, keine Stöchiometriebestimmung, keine Tiefenaufklärung
Auflösungsgrenzen	Lateral $\sim 0.3 \mu\text{m}$

Tabelle 3.3: Optisches Mikroskop (Eigenschaften)

Ellipsometrie (ELL)

Ein linear polarisierter Lichtstrahl, meist erzeugt durch einen LASER, trifft unter einem einstellbaren Winkel auf eine optische Schicht (Isolator). Durch die Überlagerung der Reflexionen an der ersten und der zweiten Grenzschicht ist der reflektierte Strahl im allgemeinen elliptisch polarisiert (Abbildung 3.1). Durch die phasenwinkelabhängige Auswer-

tung der Amplitude können sowohl Brechungsindex n als auch Dicke d einer optischen Schicht zerstörungsfrei bestimmt werden.

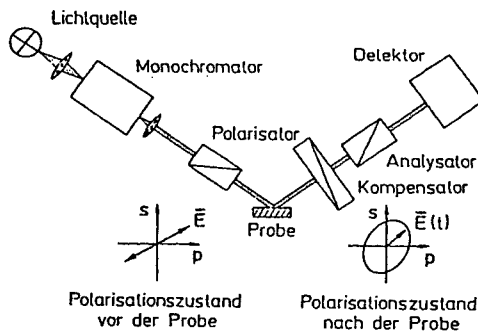


Abbildung 3.1: Ellipsometrie (Schema)

Es existieren verschiedene Ausführungen des Ellipsometers. Zum einen unterscheiden sie sich in der Art des LASERs (monochromatisch oder multichromatisch), zum anderen dadurch, daß Messungen unter einem festem oder mehreren variablen Meßwinkeln durchgeführt werden können.

Ein einfaches Ellipsometer (monochromatisch, fester Meßwinkel) liefert in der Regel nur für einen vorgegebenen Brechungsindex n korrekte Schichtdicken d . Das Ellipsometer ermöglicht auch die Bestimmung von n , wobei es dann aber kritische Dicken gibt, für welche die Genauigkeit Δn sehr gering wird. Da zwischen n und d eine feste Relation existiert, kann dadurch die Dickenbestimmung sehr ungenau werden.

Standardmessungen, wie Dickenbestimmung von SiO_2 oder Si_3N_4 , können mit einem solchen Ellipsometer durchgeführt werden. Für kompliziertere Messungen, wie z.B. von nicht-stöchiometrischen Oxiden, sollte ein multichromatisches Ellipsometer mit Winkelvariation verwendet werden. Hiermit können an einem nicht genau spezifizierten Schichtsystem mehrere Messungen mit unterschiedlichen Parametern durchgeführt werden. Es kann so eine genauere Aussage über die Schicht getroffen werden.

Informationsquelle	Phasenlage und Intensität
Einsatzgebiete	Bestimmung von Brechungsindex und Dicke optischer Schichten, z.B. Vermessung von Oxid- und Nitridicken
Vorteile	Zerstörungsfrei, schnelle Methode, keine Präparation nötig; in-situ Messung möglich
Nachteile	Nur optische Schichten möglich, Messung unbekannter Schichtzusammensetzungen schwierig
Auflösungsgrenzen	Lateral $0.1 \dots 1 \mu\text{m}^2$, $\Delta d = 1 \dots 6 \text{ \AA}$, Δn abhängig von Schichtdicke $0.005 \dots 0.1$ (n in Ausnahmefällen nicht bestimmbar)

Tabelle 3.4: Ellipsometrie (Eigenschaften)

Ultraviolett-Photoelektronen-Spektroskopie (UPS)

Monochromatische Photonen aus dem Energiebereich 10...150 eV, abhängig von der Strahlungsquelle (z.B. $He-I$ 21.21 eV, $He-II$ 40.81 eV oder $Ne-I$ 16.86 eV), stimulieren die Emission von Photoelektronen aus einer dünnen Region an der Oberfläche (1...50 Å) einer Probe. Ein Teil der Elektronen stammt aus den ersten Atomlagen und hat keine Energie durch inelastischen Stöße verloren. Deren Energie entspricht der Energie der einfallenden Photonen verringert um ihre Bindungsenergie. Der andere Teil besteht aus Elektronen, die ein- oder mehrfach inelastisch an Atomen in der Probe gestreut wurden. Aufgrund des Energieverlusts kann dann das zugehörige Atom bestimmt werden.

In Abbildung 3.2 ist das Schema einer winkelaufgelösten UPS zu sehen. Photonen treffen auf eine Probe, die emittierten Elektronen durchlaufen einen rotationssymmetrischen Kreissektor-Energiefilter und werden danach registriert.

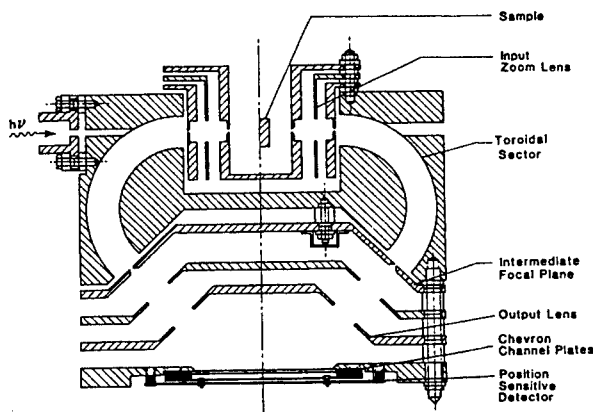


Abbildung 3.2: Winkelaufgelöste Ultraviolett-Photoelektronen-Spektroskopie (Schema) [92Con1]

Informationsquelle	Kinetische Energie der emittierten Elektronen
Einsatzgebiete	Qualitative und quantitative chemische Analyse der Oberfläche
Vorteile	Analyse auch von Gasen und Flüssigkeiten möglich
Nachteile	Bei Isolatoren Probleme durch Aufladung
Auflösungsgrenzen	Lateral $\geq 150 \mu\text{m}$, Stöchiometrie $\sim 0.1\%$

Tabelle 3.5: Ultraviolett-Photoelektronen-Spektroskopie (Eigenschaften)

LASER-induzierte Ionenmassenanalyse (LIMA)

Im Unterschied zu in diesem Kapitel noch gezeigten Verfahren wie SIMS (Seite 25) oder SNMS (Seite 27) wird hier die Oberfläche mit Hilfe eines LASER-Strahls abgetragen. Ein Teil der abgetragenen Atome oder Moleküle ist ionisiert und wird massensepariert registriert.

Informationsquelle	Anzahl der mit LASER desorbierten ionisierten Atome und Moleküle
Einsatzgebiete	Analyse von Isolatorschichten und allen nicht flüchtigen Stoffen
Vorteile	Isolatorschichten können analysiert werden
Nachteile	Inhomogene Proben schwierig
Auflösungsgrenzen	Lateral 1...5 µm, Tiefe ~ 30 nm, Stöchiometrie ~ ppm

Tabelle 3.6: Laserinduzierte Ionenmassenanalyse (Eigenschaften)

Analytik mit Röntgenstrahlung

Röntgenbeugung (XRD)

Röntgenquanten werden an den Atom- oder Molekülhüllen elastisch gestreut und bilden durch Interferenzen ein Beugungsbild. Dadurch kann die Gitterstruktur des Kristalls bestimmt werden. Fehlstellen des Gitters können mit Röntgentopographie detektiert werden.

Informationsquelle	Beugungsmuster
Einsatzgebiete	Bestimmung von Legierungssystemen, Punktfehlerkonzentration im Halbleiter, Spannung und Streß im Kristallgitter
Vorteile	Zerstörungsfrei
Nachteile	Keine Unterscheidung isomorpher Strukturen
Auflösungsgrenzen	Lateral ~ 50 µm

Tabelle 3.7: Röntgenbeugung (Eigenschaften)

Röntgeninduzierte Photoelektronen-Spektroskopie (XPS / ESCA)

Monochromatische Röntgenstrahlung (üblicherweise Al - oder $Mg-K_{\alpha}$) mit einer Energie bis zu 10 keV trifft auf eine Probenoberfläche (Abbildung 3.3). Einzelne Röntgenquanten werden von Atomen an der Oberfläche absorbiert und stimulieren dadurch die Emission von Elektronen. Die kinetische Energie der emittierten Elektronen ist abhängig von der schalenabhängigen Bindungsenergie (von 13.6 eV bei H bis zu 0.1 MeV) und dem chemischen Bindungszustand (0.1...10 eV). Aufgrund dieser kinetischen Energie kann man sowohl das Element spezifizieren, als auch die chemische Verbindung, in der sich das Element befindet. Durch alternierendes Sputtern kann zudem ein Tiefenprofil erstellt werden.

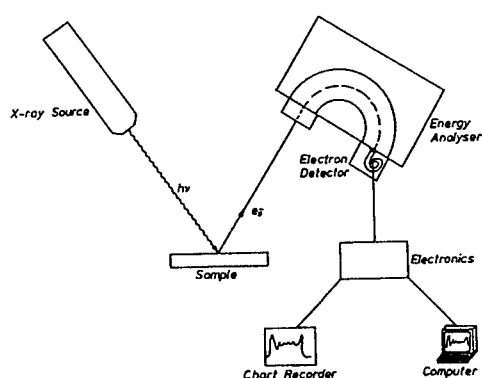


Abbildung 3.3: Röntgeninduzierte Photoelektronen-Spektroskopie (Schema) [92Con1]

Dieses Verfahren wird oft mit AES (Seite 17) gekoppelt, da der Elektronenenergieanalysator von beiden genutzt werden kann.

Informationsquelle	Kinetische Energie der emittierten Elektronen
Einsatzgebiete	Bestimmung des Ionisationsgrads oder Oxidationszustands der Elemente
Vorteile	Information über die chemische Bindung
Nachteile	Schlechte Tiefenauflösung bei Schichtsystemen, Aufladungseffekte, Probenschädigung beim Sputtern
Auflösungsgrenzen	Lateral $\geq 150 \mu\text{m}$, Tiefe $\sim 30 \text{ \AA}$, Stöchiometrie $\sim 0.1\%$

Tabelle 3.8: Röntgenstrahlinduzierte Photoelektronen-Spektroskopie (Eigenschaften)

Röntgenfluoreszenzanalyse (XRF)

Durch Röntgenstrahlung (1...100 keV) angeregte Fluoreszenz von Atomen einer Schicht wird in einem Spektrometer wellenlängenabhängig erfasst (Abbildung 3.4). Da die Intensität und das Spektrum vom jeweiligen Atom abhängt, kann damit auf die Zusammensetzung geschlossen werden.

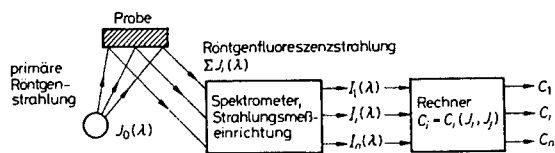


Abbildung 3.4: Röntgenfluoreszenzanalyse (Schema) [79Brü1]

Informationsquelle	Energiespektrum der emittierten Strahlung $N(E)dE$ über E
Einsatzgebiete	Konzentrationsbestimmung in der Metallurgie, Chemie
Vorteile	Auch flüssige Proben möglich
Nachteile	Schwierige Probenpräparation, gleichbleibende Oberflächenbeschaffenheit nötig
Auflösungsgrenzen	Lateral $\geq \text{cm}^2$, Tiefe $\sim 20 \text{ \AA}$. Stöchiometrie 1...10 ppm

Tabelle 3.9: Röntgenfluoreszenzanalyse (Eigenschaften)

Analytik mit Elektronen und Positronen

Augerelektronen-Spektrometrie (AES)

Ein fokussierter Elektronenstrahl bekannter Energie (1...20 keV) trifft auf eine Probenoberfläche (Abbildung 3.5). Dabei werden durch Stoßionisation Elektronen von den Atomen der Oberfläche aus inneren Schalen herausgeschleudert. Ein von einer äußeren Schale nachrückendes Elektron füllt diesen Platz. Das dabei freiwerdende Röntgenquant wird wieder absorbiert, dadurch wird ein drittes Elektron aus einer noch höheren Schale emittiert. Dieses Elektron wird als Augerelektron bezeichnet und besitzt eine charakteristische Energie zwischen 0 und 3 keV, anhand der das ursprüngliche Atom identifiziert werden kann.

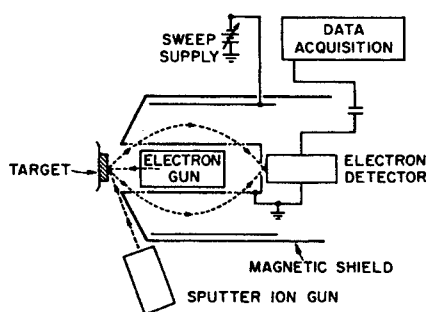


Abbildung 3.5: Augerelektronen-Spektrometrie (Schema) [86Fel1]

Wie bei XPS (Seite 15) kann hier ebenfalls durch alternierendes Sputtern ein Tiefenprofil erstellt werden. Diese zwei Analyseverfahren werden oft anlagentechnisch gekoppelt, da der Elektronenenergieanalysator (Auflösung etwa 0.5 eV) von beiden genutzt werden kann.

Bei lateraler Ablenkung des Elektronenstrahls kann die Verteilung der Elemente dreidimensional analysiert werden. In diesem Falle spricht man von Raster-AES (SAM).

Informationsquelle	Anzahl und kinetische Energie der Augerelektronen
Einsatzgebiete	Stöchiometriebestimmungen von Oberflächenzusammensetzungen und Schichtsystemen
Vorteile	Keine Probenpräparation nötig, hohe laterale Auflösung (bei SAM)
Nachteile	Nachweiswahrscheinlichkeit, Aufladungseffekte bei Isolatoren, Probenbeeinflussung durch den Elektronenstrahl
Auflösungsgrenzen	Lateral 0.1...3 μm , Tiefe $\sim 30 \text{ \AA}$, Stöchiometrie $\sim 0.1\%$

Tabelle 3.10: Augerelektronen-Spektrometrie (Eigenschaften)

Elektronenstrahl-Mikroanalyse (EPMA)

Bei der Elektronenstrahl-Mikroanalyse wird ein fokussierter Elektronenstrahl mit der Energie von 5 bis 50 keV und einem Durchmesser von etwa 1 μm über eine Probe gerastert. Diese Methode ist ein Oberbegriff für Verfahren, die mit Elektronenstrahlen Oberflächen analysieren, wie z.B. EDX oder SEM.

Energieverteilte Röntgenspektroskopie (EDAX/EDX/EDS)

Röntgenstrahlung, emittiert durch die Einwirkung eines Elektronenstrahls mit Hilfe von EPMA, SEM oder STEM, wird energieselektiv registriert. Jedes Element besitzt charakteristische Linien und kann anhand dieser identifiziert werden.

Informationsquelle	Energiespektrum der emittierten Strahlung $N(E)dE$ über E
Einsatzgebiete	Ortsaufgelöste Elementverteilung
Vorteile	Zerstörungsfrei
Nachteile	Schlechte Tiefenauflösung aufgrund hoher Eindringtiefe der Elektronen
Auflösungsgrenzen	Lateral 1 μm , Tiefe $\sim 0.1 \mu\text{m}$, Stöchiometrie $\sim 0.1\%$

Tabelle 3.11: Energieverteilte Röntgenspektroskopie (Eigenschaften)

Rasterelektronenmikroskopie (SEM)

Die Rasterelektronenmikroskopie ist ein vielseitiges Verfahren. Der Aufbau, dargestellt in Abbildung 3.6, ist ähnlich dem eines Kathodenstrahl-TV-Geräts. Ein fokussierter Elektronenstrahl wird elektromagnetisch oder elektrostatisch derartig abgelenkt, daß er lateral über die Probenoberfläche rastert. Ein von Sekundärelektronen ausgelöstes Signal wird passend dazu auf einem Bildschirm angezeigt, so daß ein zweidimensionales Bild entsteht.

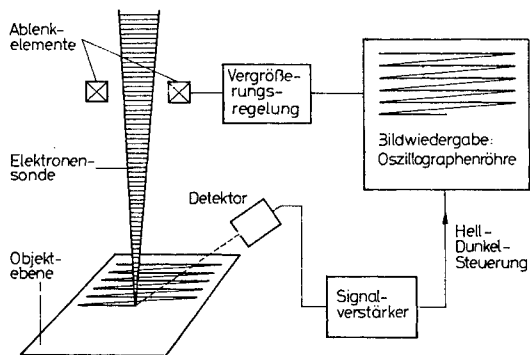


Abbildung 3.6: Rasterelektronenmikroskopie (Schema) [79Brül]

Informationsquelle	Sekundärelektronen, Strom, elektromagnetische Strahlung
Einsatzgebiete	Oberflächentopographie, Bestimmung der Kristallinität (qualitativ), Defekte (qualitativ)
Vorteile	Vielseitig, zerstörungsfrei
Nachteile	Keine Stöchiometrieinformation, Aufladungsprobleme bei Isolatoren
Auflösungsgrenzen	Lateral 3...10 nm

Tabelle 3.12: Rasterelektronenmikroskopie (Eigenschaften)

In Ergänzung können verschiedene Wechselwirkungsprozesse zwischen der Elektronen-sonde und dem Objekt für zweidimensionale (laterale) Darstellungen genutzt werden:

- Erzeugung von Röntgenstrahlung (EDX)
- Reflexion von Elektronen
- Auslösung von Kathodenlumineszenzstrahlung (CL)
- Absorption von Elektronen
- Erzeugung von Elektron-Loch-Paaren (EBIC)
- Auslösung von Augerelektronen (AES)
- Channeling-Effekt an kristallinen Objekten (ECP)

Transmissions- und Reflexionselektronenmikroskopie (TEM/REM)

Bei der Transmissionselektronenmikroskopie, dargestellt in Abbildung 3.7, durchdringen Elektronen (0.1...1 MeV) eine dünne Probenschicht. Dabei werden diese gestreut und verlieren Energie. Diejenigen Elektronen, welche die Probe durchdringen, regen den Leuchtstoff an einem Schirm an. Das entstandene Bild wird fotografiert. Die Intensität hängt von der Abschwächung ab und ist sensitiv auf die Probenzusammensetzung, wobei eine Dotierstoffkonzentration etwa ab 10^{18} Atome·cm⁻³ einen sichtbaren Kontrast verursacht.

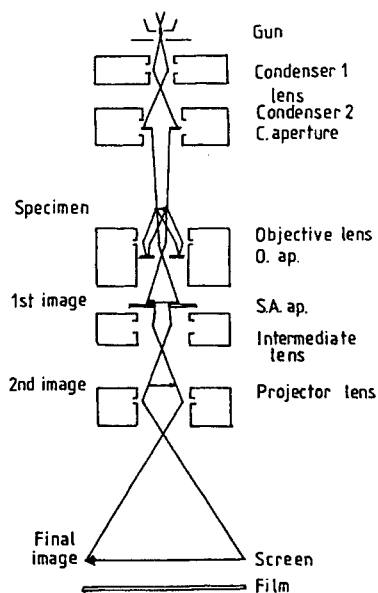


Abbildung 3.7: Transmissionselektronenmikroskopie (Schema) [92Con1]

Falls wie bei SEM der Elektronenstrahl gerastert wird, spricht man von der Raster-Transmissionselektronenmikroskopie (STEM).

Wenn der Strahl streifend auf die Probenoberfläche trifft, erzeugen die gestreuten Elektronen ein Beugungsbild. Diese Methode wird Reflexionselektronenmikroskopie (REM) genannt. Auch hier besteht die Möglichkeit des Rasterns (SREM). REM ergänzt LEED (Seite 20) und STM (Seite 28) in der Untersuchung des Kristallaufbaus bzw. Kristallwachstums an der Oberfläche.

Informationsquelle	Intensität der gestreuten Elektronen (TEM) Beugungsbild reflektierter Elektronen (REM)
Einsatzgebiete	Kristallinität (qualitativ), Versetzungen & Defekte (qualitativ), Dickenbestimmung ultradünner Schichten (z.B. Oxide)
Vorteile	Auflösung bis in den atomaren Bereich
Nachteile	Aufwendige Probenpräparation (TEM), nur qualitative Stöchiometrieinformation
Auflösungsgrenzen	Lateral 2...3 Å, Stöchiometrie 0.01%

Tabelle 3.13: Transmissionselektronenmikroskopie (Eigenschaften)

Niederenergetische Elektronenbeugung (LEED)

Elektronen mit einer konstanten Energie (10... 500 eV) werden an einer Probe reflektiert. Aufgrund der niedrigen Energie dringen die Elektronen kaum in die Schicht ein. Durch die resultierende Beugung des Strahls an der Oberfläche ergibt sich eine winkelabhängige

Verteilung, die auf einem Leuchtschirm sichtbar gemacht werden kann (Abbildung 3.8). Aus diesen Beugungsbildern kann man auf die Kristallinität, Versetzungen und auch Defekte an der Oberfläche der Schicht schließen.

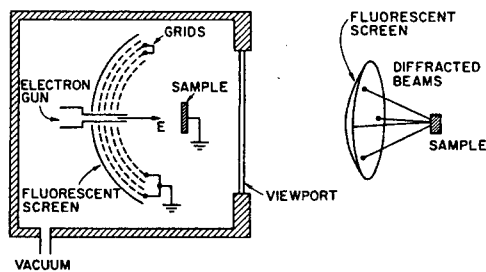


Abbildung 3.8: Niederenergetische Elektronenbeugung (Schema) [86Fel1]

Informationsquelle	Beugungsbild gestreuter Elektronen
Einsatzgebiete	Kristallinität, Versetzungen, Defekte (qualitativ)
Vorteile	Auflösung bis in den atomaren Bereich
Nachteile	Schwierigkeit in der Interpretation der Muster
Auflösungsgrenzen	Lateral: Atomgitter

Tabelle 3.14: Niederenergetische Elektronenbeugung (Eigenschaften)

Reflektierende hochenergetische Elektronenbeugung (RHEED)

Im Unterschied zu LEED werden bei RHEED Elektronen mit konstanter Energie zwischen 5 und 30 keV verwendet. Der Elektronenstrahl trifft im streifenden Einfall mit einem Winkel um etwa 1° auf die Probenoberfläche und wird dort reflektiert. Auf einem Leuchtschirm ist dann das Beugungsmuster zu sehen. Im Gegensatz zu LEED ist RHEED aufgrund der verwendeten höheren Elektronenenergien gegen magnetische und elektrische Felder weitaus weniger störungsanfällig.

Ein großer Vorteil ist die in-situ Messung während des Wachstumsprozesses (Abbildung 3.9). Hier kann registriert werden, ob die Schicht kristallin aufwächst, auch eine Wachstumsrate ist qualitativ meßbar. Bei kristallinem *GaAs* kann die Rate aufgrund sogenannter RHEED-Oszillationen, die jeweils einer *GaAs*-Schichtfolge entsprechen, sogar absolut bestimmt werden.

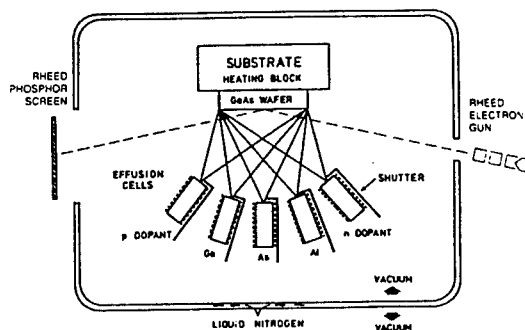


Abbildung 3.9: Reflektierende hochenergetische Elektronenbeugung (Schema) [92Con1]

Informationsquelle	Beugungsbild gestreuter Elektronen
Einsatzgebiete	Kristallinität (qualitativ), Defekte (qualitativ)
Vorteile	Auflösung bis in den atomaren Bereich; in-situ-Messung möglich
Nachteile	Nur qualitative Stöchiometrieinformation
Auflösungsgrenzen	Lateral 10...100 nm

Tabelle 3.15: Reflektierende hochenergetische Elektronenbeugung (Eigenschaften)

Energieverlust-Elektronenspektroskopie (EELS)

Elektronen mit einer Energie von etwa 50 keV strahlen durch eine dünne Schicht. Dabei verlieren sie durch Stöße an den Atomen Energie, etwa 15 bis 25 eV (je nach Dicke der Probe) und werden zudem abgelenkt. Die transmittierten Elektronen werden winkelabhängig nach ihrer Energie analysiert (Abbildung 3.10).

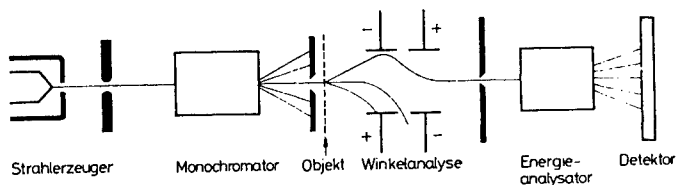


Abbildung 3.10: Energieverlust-Elektronenspektroskopie (Schema) [79Brü1]

Falls die zu analysierende Schicht zu dünn ist, um freistehend präpariert werden zu können, kann EELS auch im reflektierenden Modus eingesetzt werden. Dazu werden Elektronen mit Energien von einigen 10 eV eingesetzt.

Informationsquelle	Winkel- und Energiespektrum der transmittierten oder reflektierten Elektronen $N(E, \Omega) dE d\Omega$ über E
Einsatzgebiete	Bestimmung der dielektrischen Funktion $\epsilon(\omega, k)$ und Untersuchung von Elementaranregungen
Vorteile	Hohe Ortsauflösung
Nachteile	Dünne Schicht nötig (bei Transmission)
Auflösungsgrenzen	Lateral 50 Å, Stöchiometrie 0.1 %

Tabelle 3.16: Energieverlust-Elektronenspektroskopie (Eigenschaften)

Positronen-Annihilations-Spektroskopie (PAS)

Positronen aus einer Quelle (^{22}Na) durchlaufen einen Energiefilter und werden danach in die zu untersuchende Probe implantiert. Bei der Emission eines Positrons entsteht gleichzeitig ein γ -Quant, welches bei Detektion den Start einer Zeitmessung festlegt. Bei der Vernichtung des Positrons in der Probe werden Photonen charakteristischer Energie erzeugt. Die Zeit zwischen der Emission und Annihilation ist abhängig von der lokalen Elektronendichte im Kristall und diese wiederum von der lokalen Defektdichte. Durch die Variation der Implantationstiefe mit Hilfe einer Nachbeschleunigungseinheit kann ein Tiefenprofil der Defektdichte erstellt werden [94Wil1].

Informationsquelle	Lebensdauer von Positronen
Einsatzgebiete	Bestimmung von Punktdefektdichten in kristallinen Proben
Vorteile	Zerstörungsfrei
Nachteile	Hohe Diffusionslänge der Positronen im Festkörper erschwert Tiefenprofil
Auflösungsgrenzen	Leerstellenkonzentration $1:10^{-7}$

Tabelle 3.17: Positronen-Annihilations-Spektroskopie (Eigenschaften)

Analytik mit Ionenstrahlen

Protonen-, Partikel- und Ioneninduzierte Röntgenemissionsanalyse (PIXE/IIXE)

Mit einem Ionenstrahl der Energie von etwa 1 bis 4 MeV und einem Durchmesser von 1 mm bis 10 μm werden Atome angeregt. Diese emittieren eine charakteristische Röntgenstrahlung, welche energieabhängig erfasst wird (Abbildung 3.11).

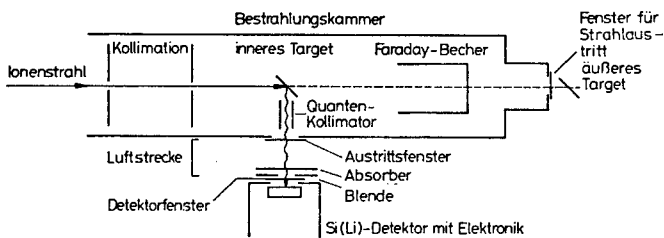


Abbildung 3.11: Ioneninduzierte Röntgenemissionsanalyse (Schema) [79Brü1]

Diese Methode kann auch mit RBS (Seite 24) oder NRA (Seite 27) in einer Anlage kombiniert werden.

Informationsquelle	Spektrum der emittierten Röntgenstrahlung
Einsatzgebiete	Spurenanalyse dünner Proben
Vorteile	Auch für Aerosole, Flüssigkeiten etc. möglich
Nachteile	Matrixeffekte
Auflösungsgrenzen	Lateral 10 μm ... 1 mm, Stöchiometrie 0.1...10 ppm

Tabelle 3.18: Protonen-, Partikel- und Ioneninduzierte Röntgenemissionsanalyse (Eigenschaften)

Ionenstreuungsspektrometrie (ISS/LEIS)

Edelgasionen mit einer Energie von 0.1 bis 30 keV, welche an der Oberfläche einer Probe eine einzige Kollision mit einem Targetatom haben, werden energieselektiv detektiert (Abbildung 3.12). Aufgrund der verlorenen Energie kann auf den Stoßpartner geschlossen werden.

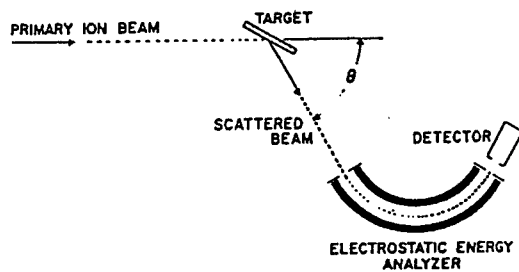


Abbildung 3.12: Niederenergetische Ionenstreuung (Schema) [92Con1]

Wenn diese Stöße elastisch sind, spricht man auch von Elastic Recoil Detection (ERD), was insbesondere den Nachweis von leichten Elementen wie z.B. Wasserstoff an der Oberfläche ermöglicht.

Informationsquelle	Anzahl und Energie der gestreuten Primärionen $N(E)dE$ über E
Einsatzgebiete	Bestimmung der Schichtzusammensetzung an der Oberfläche, z.B. Adsorptionsverhalten
Vorteile	Hohe Oberflächensensitivität, Bestimmung der Oberflächenstruktur möglich, Nachweis von Wasserstoff
Nachteile	Relative Meßmethode, Kalibrierproben nötig, kein Tiefenprofil möglich
Auflösungsgrenzen	Lateral > 10 μm , Tiefe 30 Å, Stöchiometrie 0.1 %

Tabelle 3.19: Ionenstreuungsspektrometrie (Eigenschaften)

Rutherford'sche Rückstreuungs-Spektrometrie (RBS/HEIS)

Ein Strahl aus leichten Ionen (typischerweise $^1\text{H}^+$, $^4\text{He}^+$, $^4\text{He}^{2+}$ oder $^{14}\text{N}^+$) mit bekannter kinetischer Energie im Bereich von 0.5 bis etwa 4 MeV trifft unter einem bestimmten Winkel (üblicherweise senkrecht) auf die Probenoberfläche (Abbildung 3.13).

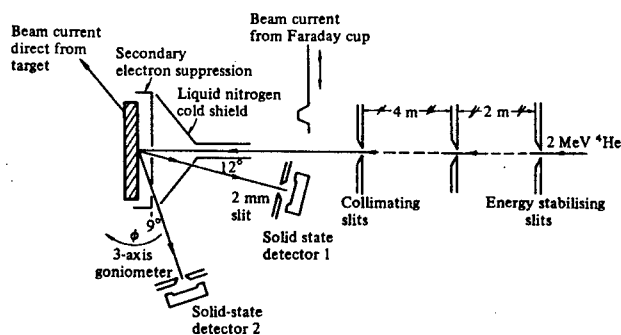


Abbildung 3.13: Rutherford'sche Rückstreuungs-Spektrometrie (Schema) [89Wal1]

Ein kleiner Teil der Ionen wird an Atomkernen der Probe sofort elastisch zurückgestreut, der Rest dringt in die Schicht ein. Dort streuen sie solange inelastisch bis sie wieder an einem Atomkern elastisch rückgestreut werden. Der Vorgang der elastischen und inelastischen Streuung erfolgt solange, bis die Ionen ihre gesamte kinetische Energie abgegeben oder die Probe verlassen haben. Ein Detektor registriert die unter einem eingestellten Winkel zurückgestreuten Ionen in Zahl und Energie. Daraus wird ein Spektrum der Intensität über die Energie generiert, in dem sowohl Informationen über die Stöchiometrie als auch über die Schichtdicke enthalten sind. Ein nachfolgender Vergleich mit einer Simulation ergibt absolute Werte über die Zusammensetzung und die Dicken des Schichtsystems.

Mit Hilfe der gleichen Anordnung können zudem PIXE/IIXE (Seite 23) oder NRA (Seite 27) durchgeführt werden.

Informationsquelle	Anzahl und Energie der gestreuten Ionen $N(E)dE$ über E
Einsatzgebiete	Schichtzusammensetzung (quantitativ), Kristallinität und Defekte (qualitativ) über Channeling
Vorteile	Schnell, keine Probenpräparation, zerstörungsfrei, absolutes Ergebnis
Nachteile	Komplexe Schichtsysteme schwierig, schlechte Detektion leichter Elemente, schlechte Auflösung schwerer Elemente, nur bedingte Oberflächensensitivität
Auflösungsgrenzen	Lateral $3\ \mu\text{m} \dots 1\ \text{mm}$, Tiefe $100\ \text{\AA}$, Stöchiometrie 100 ppm

Tabelle 3.20: Rutherford'sche Rückstreuungs-Spektrometrie (Eigenschaften)

Sekundärionen-Massenspektrometrie (SIMS)

Auf eine Probenoberfläche trifft ein monoenergetischer ($0.5 \dots 15\ \text{keV}$) Primärionenstrahl. Die damit abgetragenen Moleküle und Atome sind in geringem Maß ionisiert. Diese sogenannten Sekundärionen werden mit Hilfe eines Massenseparators getrennt und danach mit Hilfe eines Photomultipliers oder Channeltrons gezählt. Es gibt zwei Methoden, die von der Intensität des Primärionenstrahls abhängen.

Statische SIMS

Die Intensität ist so gering, daß die Abtragrate kleiner als eine Monolage pro Stunde ist. Damit kann die Oberfläche einer Probe untersucht werden.

Dynamische SIMS

Mit Hilfe eines fein fokussierten Primärlonenstrahls wird die Oberfläche einer Probe abgesputtert (Abbildung 3.14). Typische Abtragraten sind 1 bis 10 nm pro Minute. Das Resultat ist ein Spektrum der Intensität der einzelnen Sekundärlionen in Abhängigkeit von der Sputterzeit. Aus dem parallel mitgemessenen primären Ionenstrom und der Zeit wird die Primärlonenladung bestimmt. Da diese im Normalfall proportional zur Tiefe ist, kann damit die mit Sputtern verbrachte Zeit auf die jeweilige absolute Kratertiefe abgebildet werden.

Die Konzentration wird aus dem Verhältnis der Intensität der einzelnen Sekundärlionen zu der des Matrixions unter Zuhilfenahme von Korrekturfaktoren, sogenannten *Relative Sensitivity Factors* (RSF), errechnet. Um eine kalibrierte Messung der Konzentration zu erhalten ist es notwendig, den zweiten Schritt durch eine Referenzmessung zu ersetzen.

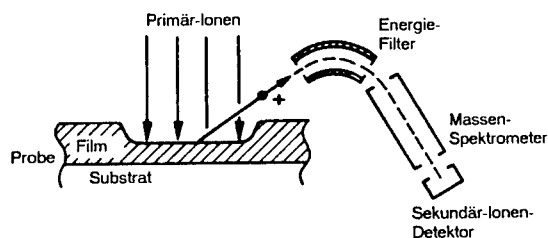


Abbildung 3.14: Sekundärlionen-Massenspektrometrie (Schema) [86Fel1]

Der Unterschied von statischer und dynamischer SIMS ist in Tabelle 3.21 aufgezeigt.

	SIMS	
	Dynamisch	Statisch
Abtragrate	$\sim \text{ML} \cdot \text{s}^{-1}$	$\sim \text{ML} \cdot \text{h}^{-1}$
Identifizierung aller Elemente (einschließlich Wasserstoff)	+	+
Nachweis von Elementen niedriger Konzentrationen (z.B. ppb)	+	+
Molekulare Oberflächenstruktur (gefolgert aus den Daten)	–	+
Beobachtung von Bruchstücken schwerer Moleküle	–	+
Tiefenprofil bis zu 1 μm	+	–
Hohe Auflösung in der Fläche ($< 1 \mu\text{m}$)	+	+
Quantitative Analyse (für begrenzte Probenszusammenstellung)	+	+
Brauchbare Daten von Polymeren und organischen Proben	–	+
Brauchbare Daten von anorganischen Proben	+	+
Brauchbare Daten von Pulver, Fasern, etc.	+	+

Tabelle 3.21: Unterschiede von statischem und dynamischen SIMS (+ möglich, – nicht möglich)

Informationsquelle	Emittierte Ionen und ionisierte Moleküle pro Zeit
Einsatzgebiete	Bestimmung der Schichtzusammensetzung (semiquantitativ), z.B. Quantifizierung von Dotierstoffen und Verunreinigungen
Vorteile	Sehr gute Nachweisgrenze und Tiefenauflösung, Isotopensensitiv
Nachteile	Destruktiv, Isolatoren schwierig, Referenzen notwendig, Matrixeffekte
Auflösungsgrenzen	Lateral 50 nm...50 µm, Tiefe 1 nm, Stöchiometrie > 1 ppb

Tabelle 3.22: Sekundärionen-Massenspektrometrie (Eigenschaften)

Gesputterte Neutralteilchen-Massenspektrometrie (SNMS)

Um den Nachteil der SIMS in Bezug auf unterschiedliche und variierende Ionisierungswahrscheinlichkeiten, insbesondere bei Isolatoren, auszugleichen, wurde die SNMS entwickelt. Hier werden alle Atome und Moleküle, die nach dem Auslösen durch die Primärionen in eine bestimmte Richtung fliegen, nachionisiert. Dies kann zum einen durch eine niederenergetische Hochfrequenz-Plasmawolke (Abbildung 3.15) oder durch einen LASER geschehen. Die so ionisierten Teilchen werden dann wie bei der SIMS massensepariert gezählt.

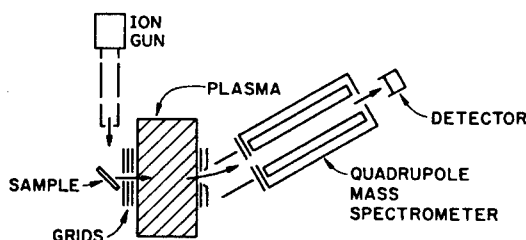


Abbildung 3.15: Sekundärneutralteilchen-Massenspektrometrie (Schema) [86Fel1]

Informationsquelle	Anzahl der emittierten Atome und Moleküle pro Zeit
Einsatzgebiete	Schichtzusammensetzung (semiquantitativ), z.B. Quantifizierung von Dotierstoffen und Verunreinigungen
Vorteile	Schnell, sehr gute Nachweisgrenzen, keine Matrixeffekte, Entkopplung des Ionisations- vom Sputterprozeß
Nachteile	Referenzen notwendig, Hintergrund durch ionisierte Restgas-Teilchen
Auflösungsgrenzen	Ähnlich SIMS, Stöchiometrie 1 ppm

Tabelle 3.23: Sekundärneutralteilchen-Massenspektrometrie (Eigenschaften)

Nukleare Reaktionsanalyse (NRA)

Nukleare Reaktionen werden in einem Targetmaterial durch Beschuß mit leichten Projektilen verursacht. Wenn es sich bei den Projektilen um Neutronen handelt, so spricht man von Neutronen-Aktivierungsanalyse (NAA, Seite 28). Andernfalls induzieren leichte geladene Projektilen (z.B. H , D , 4He , ^{15}N , ^{19}F) mit Energien im Bereich von 0.5...20 MeV nukleare Reaktionen. Dabei werden Teilchen (meist Protonen oder α -Teilchen) emittiert, die teilweise frei von jedem Hintergrund detektiert werden können. Die Methode wird haupt-

sächlich zum Nachweis leichter Elemente benutzt, z.B. für Stickstoff in Silizium mit Hilfe der Reaktion $^{14}\text{N}(d,\alpha)^{12}\text{C}$.

Informationsquelle	Anzahl und Energie der emittierten Reaktionsprodukte (Ionen, Atome)
Einsatzgebiete	Schichtzusammensetzung
Vorteile	Schnell, keine Probenpräparation; Detektierung leichter Elemente
Nachteile	Nicht sensitiv gegenüber schweren Elementen
Auflösungsgrenzen	Lateral 3 μm ... 1 mm, Tiefe 100 Å, Stöchiometrie > 100 ppm

Tabelle 3.24: Nukleare Reaktionsanalyse (Eigenschaften)

NRA kann oft zusammen mit RBS (Seite 24) oder PIXE/IXE (Seite 23) in einer Anlage durchgeführt werden.

Analytik mit Neutralteilchen

Neutronen-Aktivierungsanalyse (NAA)

Thermische Neutronen aus einer Quelle (meist Kernspaltungsreaktor) werden von Atomkernen eingefangen. Dadurch kann eine Kernreaktion induziert werden, welche wiederum Teilchen mit charakteristischer Energie aussendet, die dann detektiert werden. Man benutzt diese Nachweismethode hauptsächlich zum Nachweis leichter Elemente, da diese mit anderen Methoden (z.B. RBS) schwerer nachzuweisen sind. Auch ist die Detektion wie bei NRA meist frei von Hintergrund. Typische Reaktionen sind in Tabelle 3.25 aufgelistet.

Element	Reaktion	Energie des emittierten Teilchens [keV]	Wirkungsquerschnitt [barns]
Li	$^6\text{Li}(n,\alpha)^3\text{H}$	2056	940
B	$^{10}\text{B}(n,\alpha)^7\text{Li}$	1472	3836
Be	$^7\text{Be}(n,p)^7\text{Li}$	1439	48000
Na	$^{22}\text{Na}(n,p)^{22}\text{Ne}$	2248	29000

Tabelle 3.25: Typische NAA-Reaktionen [86Fel]

Informationsquelle	Anzahl und Energie der emittierten Ionen
Einsatzgebiete	Analyse von dünnen Schichten aus leichten Elementen
Vorteile	Eindeutige Elementbestimmung aufgrund spezifischer Reaktion
Nachteile	Keine Oberflächenanalyse möglich

Tabelle 3.26: Neutronen-Aktivierungsanalyse (Eigenschaften)

Analytik mit elektrischen Feldern

Rastertunnelmikroskopie (STM)

Eine scharfe Metallspitze wird mit Hilfe eines piezoelektrisch verstellbaren Arms so nahe an eine Probenoberfläche gebracht (5...15 Å), daß ein Tunnelstrom von der Spitze zur Probe fließt (Abbildung 3.16). Mit Hilfe zweier weiterer piezoelektrisch verstellbaren Arme kann die Spitze auch parallel zur Probenoberfläche verfahren werden. Dabei entsteht ein laterales Profil des Tunnelstroms, das der Topographie der Oberfläche bzw. der Kon-

zentration/Verteilung der Elektronen – gefaltet mit der Rundung der Spitze – entspricht [85Bin1].

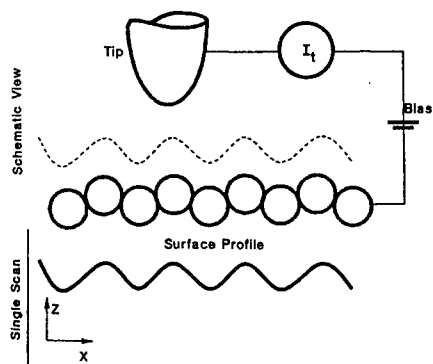


Abbildung 3.16: Rastertunnelmikroskopie (Schema) [92Con1]

Informationsquelle	Laterale Tunnelstromverteilung
Einsatzgebiete	Oberflächenstrukturanalyse
Vorteile	Atomare Auflösung
Nachteile	Leitfähige Probe und glatte Oberfläche nötig, Ergebnis ist gefaltet mit Spitzenrundung
Auflösungsgrenzen	Lateral und Tiefe atomar

Tabelle 3.27: Rastertunnelmikroskopie (Eigenschaften)

Atomare (Raster-)Kraftmikroskopie (AFM)

Ähnlich wie bei STM wird hier eine scharfe Spitze aus Silizium oder Si_3N_4 mit Hilfe eines piezoelektrisch verstellbaren Arms so nahe an eine Probenoberfläche gebracht (5...15 Å), daß die atomare Kraft zwischen Spitze und Probenatom eine Verbiegung der Haltefeder verursacht. Die Messung dieser Verbiegung abhängig von der lateralen Position der Spitze ergibt ein dreidimensionales Abbild der Oberfläche, gefaltet mit der Rundung der Spitze [86Bin1].

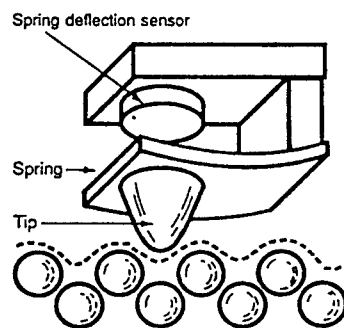


Abbildung 3.17: Atomares Kraftmikroskop (Schema) [88Han1]

Informationsquelle	Laterale zwischenatomare Kraftverteilung
Einsatzgebiete	Oberflächenstrukturanalyse
Vorteile	Atomare Auflösung
Nachteile	Glatte Oberfläche nötig, Ergebnis ist gefaltet mit Spitzenrundung
Auflösungsgrenzen	Lateral und Tiefe atomar

Tabelle 3.28: Atomare Kraftmikroskopie (Eigenschaften)

3.3 Klassifizierung der Analyseverfahren

Tabelle 3.29 enthält eine zusammenfassende Übersicht der unter Punkt 3.2 aufgeführten Analyseverfahren mit einigen Informationen zu deren Leistungsfähigkeit.

Methode	Information	Stöchiometrische Nachweisgrenze	Schichtschädigung	Tiefenprofil möglich	Informationstiefe	Auflösung	
						Lateral	Tiefe
AES	Chemische Zusammensetzung ab <i>Li</i>	0.1 % ~ 10 ⁻⁹ ML	moderat	alternierend Sputtern	5 - 25 Å	0.1 - 3 µm	30 Å
AFM	Gitterstruktur, Oberfläche		keine	nein	Oberfläche	atomar	atomar
EDX	Elemente ab <i>B</i>	0.1 %	moderat	nein	µm (SEM) Probendicke (STEM)	1 µm (SEM) 50 Å (STEM)	1 - 0.1 µm (SEM) Probendicke (STEM)
EELS	Dielektrische Funktion, chemische Zusammensetzung ab <i>B</i>	0.1 %	moderat	nein	Probendicke	50 Å	Oberfläche
ELL	Brechungsindex, Schichtdicke		keine	bedingt	Schichtdicke	0.1 - 1 mm ²	1 nm - 5 µm
(R)HEED	Gitterstruktur	10 ⁻¹⁴ ... 10 ⁻¹⁷ g		nein		10 - 100 nm	
ISS/LEIS	Elemente ab <i>Li</i>	0.1 %	moderat	nein	3 - 10 Å	> 10 µm	30 Å
LEED	Gitterstruktur an der Oberfläche		keine	nein		Atomgitter	oberste Atomlagen
LIMA	Schichtzusammensetzung	ppm	impliziert	impliziert		1 - 5 µm	30 nm
NAA	Chemische Verunreinigungen	10 ⁻⁸ ... 10 ⁻¹⁰ g	impliziert		Probendicke		
NRA	Elemente <i>Z</i> < 30	> 100 ppm	impliziert	impliziert über Energieverlust	< 3 µm	3 µm - 1 mm	100 Å
OM	Oberflächentopographie		keine	nein		~ 0.3 µm	keine
PAS	Punktdefektdichte	ppm	keine	durch Positronenenergie			
PIXE, IIXE	Chemische Zusammensetzung, Elemente ab <i>Na</i>	0.1 - 10 ppm	moderat	impliziert über Energieverlust	µm	10 µm - 1 mm	Probendicke
RBS/HEIS	Elemente ab <i>Li</i>	100 ppm - 10 % 10 ⁻⁸ ML	schwach	impliziert über Energieverlust	> 10 µm	3 µm - 1 mm	100 Å
SEM	Oberflächentopographie		schwach	nein		3 - 10 nm	
SIMS	Schichtzusammensetzung	1 ppm - 1 ppb 10 ⁻⁸ Monolagen	impliziert	impliziert	3 - 10 Å	50 nm - 50 µm	1 nm
SNMS	Schichtzusammensetzung	ppm	impliziert	impliziert			
STM	Gitterstruktur, Oberfläche		keine	nein		atomar	atomar
TEM	Morphologie, Realstruktur	0.01 %	durch Präparation	2D		2 - 3 Å	keine, da 2D
UPS	Chemische Bindungen, Elemente ab <i>Li</i>	0.1 %	keine	alternierend Sputtern	1 - 50 Å	≥ 150 µm	
XPS/ESCA	Chemische Bindungen, Elemente ab <i>Li</i>	0.1 %	schwach	alternierend Sputtern	10 - 30 Å	≥ 150 µm	30 Å
XRD	Gitterstruktur, Präzessionsgitterbestimmung, Phasenanalyse	Genauigkeit der Gitterkonstante	schwach			~ 50 µm	
XRF	Chemische Zusammensetzung ab <i>F</i>	1 - 10 ppm	schwach		100 µm	> cm ²	20 Å

Tabelle 3.29: Zusammenfassende Übersicht von Eigenschaften der aufgeführten Analyseverfahren (nach [79Brü1], [87Ben2], [89Wal1] & [92Con1])

In Abbildung 3.18 ist ein Vergleich von lateraler Auflösung und Nachweisgrenze für einige Verfahren dargestellt.

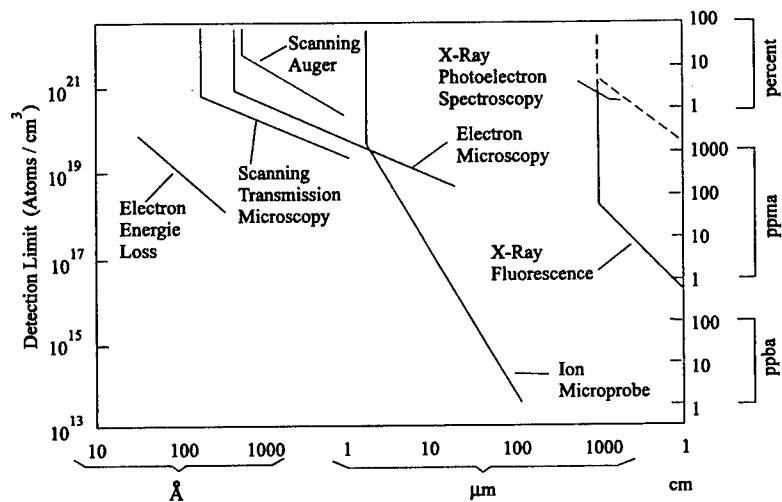


Abbildung 3.18: Nachweisgrenze und laterale Auflösung verschiedener Analyseverfahren [98Eis1]

3.4 Zusammenfassung

Folgendes ist bei der Auswahl der Analysemethoden für das jeweils zu untersuchende Material zu beachten:

- Alle Analysemethoden, die mit Anregung oder Nachweis elektrisch geladener Teilchen arbeiten, führen zu einer mehr oder weniger starken Verfälschung der Meßergebnisse durch Probenaufladung.
- Nachweismethoden, die auf physikalischen Vorgängen in der Atomhülle beruhen, sind chemie- und damit probenspezifisch. Eine Messung liefert daher kein direktes absolutes Resultat. Eine Quantifizierung durch Referenzen kann für eine Kalibrierung helfen.
- Die angegebenen Auflösungsgrenzen (Tabelle 3.29) sind prozeßspezifische Grenzen. In der Realität verschlechtern apparatespezifische Faktoren die Auflösung.

Zur stöchiometrischen Analyse von Nanometerschichten können von der Vielzahl der Analysemethoden prinzipiell AES, SIMS, RBS, XPS und bedingt Ellipsometrie verwendet werden. Davon eignet sich SIMS am besten für den Nachweis kleinster Konzentrationen und RBS als absolute Meßmethode.

Für die Untersuchungen an neuartigen Schichtsystemen wurden am Lehrstuhl im Rahmen dieser Dissertation eine SIMS- und eine RBS-Anlage aufgebaut und in Betrieb genommen. Beide Meßmethoden werden im folgenden Kapitel vorgestellt und charakterisiert.

4 Beschreibung der verwendeten Analysemethoden

Die beiden unter Punkt 3.4 ausgewählten Analysemethoden werden im folgenden beschrieben und durch schichtsystemabhängige Optimierungen ergänzt.

4.1 RBS

Theorie

Der Energieverlust des zurückgestreuten Projektils ist durch zwei Prozesse, zum einen der elastischen Kern-Kern-Streuung und zum anderen dem Energieverlust in Materie, bestimmt. Die Ausbeute hängt vom Wirkungsquerschnitt des Stoßes ab. Diese drei Punkte werden hier nun beschrieben.

Elastische Kern-Kern-Streuung - Kinematischer Faktor

Der Energieverlust eines Teilchens bei einer elastischen Kollision zwischen zwei Teilchen (Abbildung 4.1) wird durch die Energie- und Impulserhaltung bestimmt.

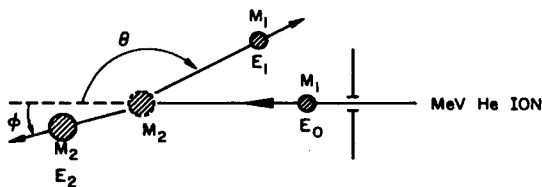


Abbildung 4.1: Elastische Kern-Kern-Streuung bei RBS (Prinzipbild) [86Fel1]

Die Energie E_1 des Projektils mit der Masse M_1 nach der Kollision mit dem ruhenden Targetatom der Masse M_2 ist abhängig von der Ausgangsenergie E_0 . Der Energieverlust ist $\Delta E = E_0 - E_1$. Der Proportionalitätsfaktor zwischen E_1 und E_0 wird als *Kinematischer Faktor* K bezeichnet. Er ist definiert durch $E_1 = K \cdot E_0$, ein Maß für den Energieverlust, und lässt sich wie folgt berechnen:

$$\text{Gleichung 4.1: } K \equiv \frac{E_0 - \Delta E}{E_0} = \frac{E_1}{E_0} = \left[\frac{\sqrt{M_2^2 - M_1^2 \cdot \sin^2 \theta} + M_1 \cdot \cos \theta}{M_2 + M_1} \right]^2$$

Beispiele für K bei verschiedenen Winkeln und Massen der Targetatome sind in Tabelle 4.1 angegeben.

Kinematischer Faktor K		Streuwinkel θ [°] (Rückstreuwinkel [°])					
Atom	Target Masse [amu]	180 (0)	165 (15)	150 (30)	135 (45)	120 (60)	105 (75)
B	10.811	0.21147	0.21688	0.23372	0.26372	0.30959	0.37433
N	14.007	0.30883	0.31491	0.33353	0.36574	0.41298	0.47637
O	15.999	0.35998	0.36617	0.38502	0.41727	0.46377	0.52497
Si	28.086	0.56351	0.56900	0.58545	0.61267	0.65015	0.69680
Co	58.933	0.76192	0.76545	0.77591	0.79284	0.81548	0.84268
Ge	72.590	0.80201	0.80502	0.81394	0.82833	0.84747	0.87033
Sb	121.750	0.87681	0.87878	0.88456	0.89385	0.90610	0.92058

Tabelle 4.1: Verschiedene Werte des kinematischen Faktors K abhängig von Targetatom und Stoßwinkel mit Primärion $^4\text{He}^+$, $M_1 = 4 \text{ amu}$, $E_0 = 1.0 \text{ MeV}$ (berechnet mit Gleichung 4.1)

Wirkungsquerschnitt der Rückstreuung (scattering cross-section)

Eine gewisse Anzahl der Teilchen wird unter einem Winkel θ gestreut und fliegt in einen Detektor, dessen Fläche einen nur sehr geringen Teil des Raumwinkels Ω (typ. $< 10^{-2} \text{ sr}$) überdeckt. Die Anzahl der Teilchen, die ein idealer Detektor registriert, ist:

Gleichung 4.2: $Y = Z \cdot c \cdot d \cdot \sigma \cdot \Omega$ [Partikel]

Z [Partikel] entspricht der Anzahl der Teilchen, die auf das Target treffen, c [Atome $\cdot\text{cm}^{-3}$] ist die Atomdichte des Targets, d [cm] die Dicke der Schicht. σ [cm 2] hat die Dimension einer Fläche und wird (differentieller) Wirkungsquerschnitt genannt. Er wird wie folgt berechnet:

$$\text{Gleichung 4.3: } \sigma = \left(\frac{Z_1 \cdot Z_2 \cdot e^2}{4 \cdot E_0} \right)^2 \cdot \frac{4}{\sin^4 \theta} \cdot \frac{\left[\sqrt{1 - \left(\frac{M_1}{M_2} \cdot \sin \theta \right)^2} + \cos \theta \right]^2}{\sqrt{1 - \left(\frac{M_1}{M_2} \cdot \sin \theta \right)^2}} \quad [\text{cm}^2]$$

Z_1 und Z_2 entsprechen der Kernladungszahl der jeweiligen Stoßpartner.

Folgende Abhängigkeiten existieren:

- Proportional zu Z_1^2 (Projektil) \Rightarrow je schwerer das Projektil, desto größer der Wirkungsquerschnitt
- Proportional zu Z_2^2 (Target) \Rightarrow für ein gegebenes Projektil ist dieses Verfahren für schwerere Elemente sensitiver als für leichte
- Proportional zu $\frac{1}{E_0^2} \Rightarrow$ Ausbeute steigt bei sinkender Energie
- Proportional zu $\frac{1}{\sin^4 \theta} \Rightarrow$ Ausbeute sinkt bei größerem Streuwinkel

Beispiele für Wirkungsquerschnitte bei verschiedenen Winkeln, Targetatomen und Primärenergien sind in Tabelle 4.2 gezeigt.

Wirkungsquerschnitt $\sigma [10^{-24} \text{ cm}^{-2}]$	Streuwinkel $\theta [^\circ]$ (Rückstreuwinkel $[^\circ]$)					
	150 (30)			105 (75)		
Targetatom	Energie [MeV]					
	1.0	1.5	2.0	1.0	1.5	2.0
B	0.115	0.051	0.029	0.291	0.129	0.073
N	0.251	0.151	0.063	0.599	0.266	0.150
O	0.340	0.151	0.085	0.795	0.353	0.199
Si	1.126	0.500	0.281	2.523	1.121	0.631
Co	4.305	1.913	1.076	9.502	4.223	2.375
Ge	6.064	2.695	1.516	13.364	5.539	3.341
Sb	15.456	6.869	3.864	33.997	15.110	8.499

Tabelle 4.2: Verschiedene Werte des Wirkungsquerschnitts σ abhängig von Targetatom, Stoßwinkel und Energie des Primärions $^4\text{He}^+$, $Z_1 = 2$ [89CGSI]

Das folgende Beispiel soll die Ausbeute an rückgestreuten Teilchen verdeutlichen:

Ein Primärionenstrom ($^4\text{He}^+$) von $I_P = 200 \text{ nA}$ liefert nach Gleichung 4.4 einen Teilchenstrom von $\dot{N} = 1.24 \cdot 10^{12} \text{ Ionen} \cdot \text{s}^{-1}$ auf ein Target.

Gleichung 4.4:

$$\dot{N} = \frac{I_P}{e} \left[\frac{\text{Ionen}}{\text{s}} \right]$$

Bei einem Strahldurchmesser von 1 mm entspricht das einem Teilchenstromflächendichte von $1.58 \cdot 10^{14} \text{ Ionen} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{cm}^{-2}$. Diese Menge entspricht etwa 1/9 Monolage pro Sekunde der von Silizium ($1.35 \cdot 10^{15} \text{ Atome} \cdot \text{cm}^{-2}$). He-Ionen mit einer Energie von 1.0 MeV verteilen sich nach der Simulation mit SRIM [96Ziel] bis zu etwa 3.5 μm tief in Silizium. Somit herrscht in dem zu analysierenden Probenvolumen nach einer üblichen Meßzeit von 30 min ein Verhältnis von etwa 1.6 % Heliumatome zu Siliziumatome.

Eine kreisrunde Detektorfläche mit dem Durchmesser $\varnothing_D = 8 \text{ mm}$ in einer Entfernung $l = 120 \text{ mm}$ von der Probe ergibt nach Gleichung 4.5 einen Raumwinkel von $\Omega = 3.5 \text{ msr}$.

Gleichung 4.5:

$$\Omega = \frac{\pi}{4} \left(\frac{\varnothing_D}{l} \right)^2 \quad [\text{sr}] \quad \text{für } \varnothing_D \ll l$$

Mit den eben errechneten Werten und Gleichung 4.2 wurden die theoretischen Ausbeuten in Tabelle 4.3 errechnet. Daraus ist zu sehen, daß eine hohe Antimon-Dotierung ($5 \cdot 10^{19} \text{ Atome} \cdot \text{cm}^{-3}$) etwa 1 % der Zählrate von Silizium ergibt. Aus einer gleich hoher Bor-Dotierung erhält man jedoch nur 0.01 %. Da diese Zählrate bei der Messung sich zu der von Silizium addiert, wird im allgemeinen die von Bor verursachte Stufe im Rauschen der Zählrate des Siliziums untergehen.

Targetatom	Konzentration [Atome·cm ⁻³]	Wirkungsquerschnitt [10 ⁻²⁴ ·cm ²]	Ausbeute [Partikel·s ⁻¹]	Relatives Verhältnis
Si	5·10 ²²	1.126	2453	100 %
B	5·10 ¹⁹	0.115	0.25	0.01 %
Sb	5·10 ¹⁹	15.456	33.67	1.37 %

Tabelle 4.3: Theoretische Detektor-Ausbeuten einer 100 nm dicken dotierten Silizium-Schicht
Primärion ${}^4\text{He}^+$, $E_0 = 1.0 \text{ MeV}$, $\theta = 150^\circ$, $\Omega = 3.5 \text{ msr}$

Energieverlust (stopping cross section)

Ein energiereiches Teilchen (Ion), welches durch Materie dringt, verliert dabei Energie.

Für leichte Ionen (z.B. H^+ , He^+ , He^{2+} oder N^+) und den bei RBS verwendeten Energien (bis zu 3 MeV) dominieren zwei Energieverlustmechanismen:

- Wechselwirkung des Ions mit gebundenen oder freien Elektronen im Target, sogenanntes *electronic stopping*
- Wechselwirkung des Ions mit abgeschirmten oder nicht abgeschirmten Kernen der Targetatome, sogenanntes *nuclear stopping*

Ein direkt an der Oberfläche zurückgestreutes Teilchen hat nur den Energieverlust durch elastische Streuung, seine Energie beträgt $E = K \cdot E_0$ (Abbildung 4.2).

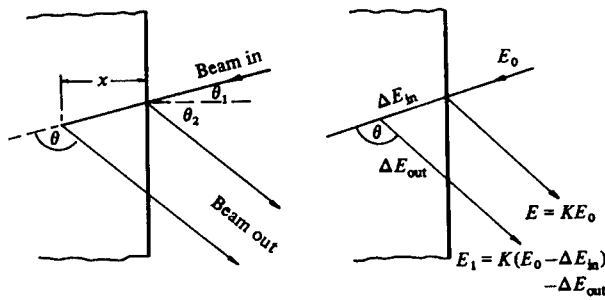


Abbildung 4.2: Energieverlust bei stopping cross-section (Prinzip) [89Wall]

Ein Teilchen, daß zu einer Tiefe x vordringt, hat abhängig vom Einfallswinkel eine Weglänge l hinter sich und dabei die Energie ΔE_{IN} verloren:

Gleichung 4.6:
$$\text{mit } l = \frac{x}{\cos \theta_1} \Rightarrow \Delta E_{\text{IN}} = \int_0^{\frac{x}{\cos \theta_1}} \frac{dE}{dx} dx$$

Direkt vor der Kollision in der Tiefe x beträgt die Energie $E = E_0 - \Delta E_{\text{IN}}$, somit sofort nach dem Stoß $K \cdot E = K \cdot (E_0 - \Delta E_{\text{IN}})$. Zum Verlassen der Schicht verliert das Teilchen weiter an Energie ΔE_{OUT} :

Gleichung 4.7:

$$\Delta E_{\text{OUT}} = \int_0^{\frac{x}{\cos \theta_2}} \frac{dE}{dx} dx$$

Der komplette Energieverlust beträgt somit $E_1 = K \cdot (E_0 - \Delta E_{\text{IN}}) - \Delta E_{\text{OUT}}$.

Für kleine x kann der Energieverlust pro Weg als konstant angenommen werden:

Gleichung 4.8:

$$\left. \frac{dE}{dx} \right|_E = \text{const} \Rightarrow \Delta E = \int_0^{\frac{x}{\cos \theta}} \frac{dE}{dx} dx \cong \frac{x}{\cos \theta_1} \cdot \left. \frac{dE}{dx} \right|_{E_0}$$

Damit kann die Energiedifferenz ΔE zwischen den an der Oberfläche gestreuten Teilchen und denen, die in einer Tiefe x gestreut werden, beschrieben werden durch:

Gleichung 4.9:

$$\Delta E = K \cdot E_0 - E_1 = K \cdot \Delta E_{\text{IN}} + \Delta E_{\text{OUT}} = x \cdot \left\{ \frac{K}{\cos \theta_1} \cdot \left. \frac{dE}{dx} \right|_{E_0} + \frac{1}{\cos \theta_2} \cdot \left. \frac{dE}{dx} \right|_{K \cdot E_0} \right\}$$

Üblicherweise wird folgende definierte *stopping cross-section* ε verwendet, wobei c die Atomdichte des Targets ist:

Gleichung 4.10:

$$\varepsilon = \frac{1}{c} \cdot \frac{dE}{dx}$$

Damit wird aus Gleichung 4.9:

Gleichung 4.11:

$$\Delta E = c \cdot x \cdot \left\{ \frac{K}{\cos \theta_1} \cdot \varepsilon(E_0) + \frac{1}{\cos \theta_2} \cdot \varepsilon(K \cdot E_0) \right\} = c \cdot x \cdot [\varepsilon]$$

Für verschiedene Energien, Teilchenarten und Targetatome ist diese in Tabellen zu finden, einige Beispiele sind in Tabelle 4.4 aufgelistet.

stopping cross-section ε [eV · 10 ⁻¹⁸ · cm ² · Atome ⁻¹]	Energie [keV]						
	400	600	800	1000	1200	1400	1600
Targetatom							
N	46.23	48.45	48.12	46.24	43.54	40.58	37.71
O	44.34	47.72	48.39	47.34	45.29	42.81	40.27
Si	70.17	71.09	69.44	66.30	62.50	58.62	55.02
Co	72.11	79.07	82.04	82.29	80.82	78.38	75.50
Ge	77.76	81.90	82.76	82.10	80.26	77.76	75.18

Tabelle 4.4: Verschiedene Werte der *stopping cross-section* ε abhängig von Targetatom und Energie des Primärions 'He' [86Fel]

Bei einer aus zwei Materialien bestehender Schicht lässt sich die *stopping cross-section* nach Bragg wie folgt berechnen:

Gleichung 4.12:

$$\varepsilon_{A_n B_m} = m \cdot \varepsilon_A + n \cdot \varepsilon_B$$

n und m stellen das Verhältnis der beiden Elemente A und B dar. Daraus wird auch eine theoretische Dichte errechnet. Diese Methode ergibt aber insbesondere bei chemischen Verbindungen aufgrund abweichender verbindungsspezifischer Dichten nicht immer den korrekten Wert. Auf dieses Problem wird deshalb später im Abschnitt Tiefenskalierung (Seite 41 und Tabelle 4.8) eingegangen.

Eindring- und Analysetiefe

Die inelastische Streuung ist ein statistischer Vorgang, sie kann mit Hilfe der Monte-Carlo-Methode simuliert werden. Beispiele maximaler Eindringtiefen der Primärionen wurden mit dem Implantationssimulator SRIM [96Zie1] berechnet (Tabelle 4.5).

Energie [keV]	Maximale theoretische Eindringtiefe [μm]
500	2.0
1000	3.5
1500	5.2
2000	7.2

Tabelle 4.5: Maximale theoretische Eindringtiefe in Silizium abhängig von der Energie des Primärions $^4\text{He}^+$ (berechnet mit SRIM)

Die maximale Analysetiefe hängt sehr stark vom Energieverlust beim elastischen Stoß ab, ist aber auf alle Fälle kleiner als die Hälfte der Eindringtiefe.

Auswertung eines Spektrums

Eine RBS-Messung liefert ein Spektrum der Anzahl gestreuter Ionen $N(E)dE$ in Abhängigkeit ihrer Energie E . Darin sind die Informationen über die Masse und Flächendichte der Streupartner gleichzeitig enthalten. Für die Auswertung müssen diese allerdings getrennt werden.

Nachweis der Elemente

Der Energieverlust des Primärions durch Streuung an der Oberfläche einer Schicht ist abhängig von der Masse des Stoßpartners. Wie aus Gleichung 4.1 zu berechnen und in Abbildung 4.3 zu sehen, repräsentieren die detektierten Energien E_A und E_B der Projektile die Elemente A und B. Die jeweiligen Rechtecke entsprechen der Flächendichte der Schicht.

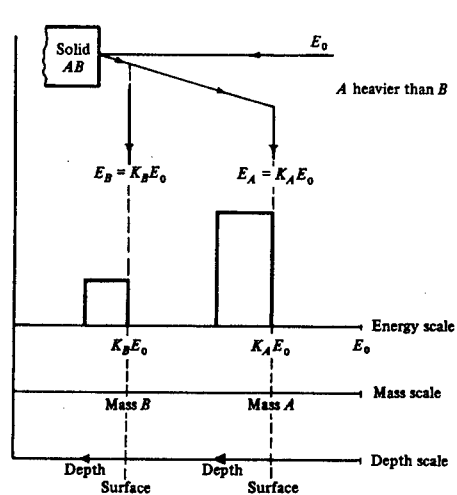


Abbildung 4.3: Rutherford-Streuung an einem Gemisch von 2 Elementen [89Wal1]

Die Simulation einer beispielhaften Schichtfolge (100 nm $\text{Si}_{0.8}\text{Ge}_{0.2}$ auf C-Substrat) ist in Abbildung 4.4 zu sehen.

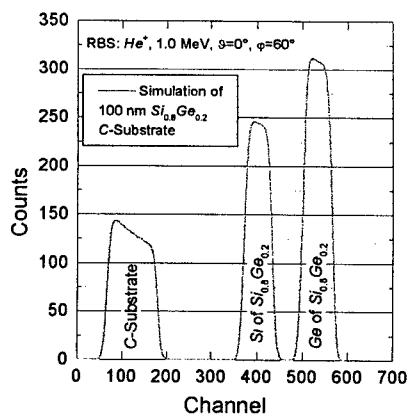


Abbildung 4.4: Rutherford-Streuung an einer dünnen SiGe-Schicht

Wenn die SiGe-Schicht dicker wird, laufen die beiden Kästen ineinander und die jeweiligen Ausbeuten addieren sich (Abbildung 4.5). Dies kann zu seltsam aussehenden Spektren führen, welche Probleme bei der Interpretation bereiten können.

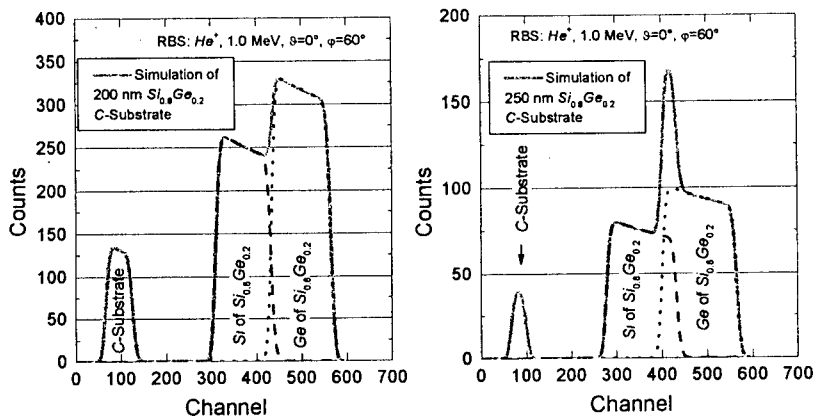


Abbildung 4.5: Rutherford-Streuung an dickeren SiGe-Schichten bei gleichen Parametern

Um verschiedene Elemente trennen zu können, müssen die jeweiligen hochenergetischen Flanken noch auflösbar sein. Aus Gleichung 4.1 kann bei einer gegebenen festen (durch den Detektor bestimmten) Energieauflösung die Massenauflösung $m/\Delta m$ bestimmt werden. Für Elemente mit niedriger Masse ist diese höher als mit hoher Masse (Abbildung 4.6).

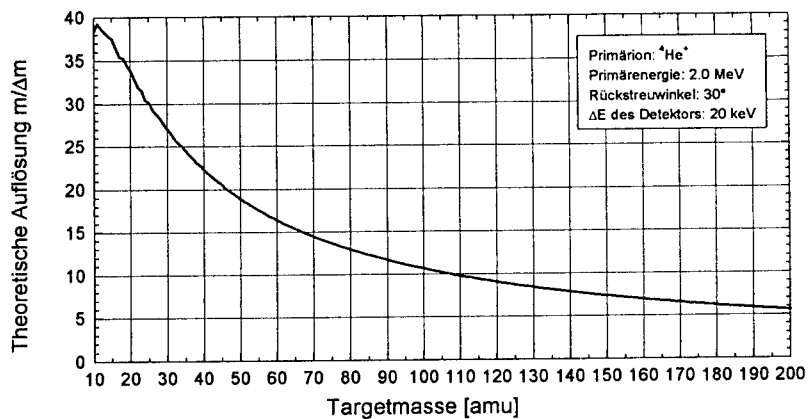


Abbildung 4.6: Theoretische Berechnung der RBS-Massenauflösung $m/\Delta m$

Aus dieser Tatsache folgt, daß die Identifizierung unbekannter leichter Elemente einfacher und genauer ist als die von schwereren. In Tabelle 4.6 sind die absoluten Auflösungen Δm für ausgewählte Targetatome gezeigt. Daraus ist zu erkennen, daß eine Trennung bei hohen Massen von in der Nähe liegenden nicht mehr möglich ist. Diese müßten durch ein anderes Meßverfahren (z.B. SIMS, AES oder XPS) eindeutig identifiziert werden.

Target			Δm [amu]
Atom	Masse [amu]	$m/\Delta m$	
B	10.811	39.1	0.27
N	14.007	37.8	0.37
O	15.999	36.4	0.44
Si	28.086	28.3	0.99
Co	58.933	16.6	3.55
Ge	72.590	14.0	5.18
Sb	121.750	8.9	13.68

Tabelle 4.6: RBS-Massenauflösung Δm für ausgewählte Targetatome, $m/\Delta m$ aus Abbildung 4.6

Tiefenskalierung

Die Tiefeninformation steckt im Energieverlust der Partikel und ist abhängig von der durchlaufenden Flächendichte. Die Energie E eines Teilchens, das auf den Detektor trifft, kann der Tiefe x senkrecht zur Oberfläche einer Schicht A mit bekannter Dichte zugeordnet werden, an der die Rückstreuung verursacht wurde. Die Streuung an einer tieferliegenden Schicht B resultiert in einer Verschiebung ΔE_B^A der hochenergetischen Flanke (Abbildung 4.7).

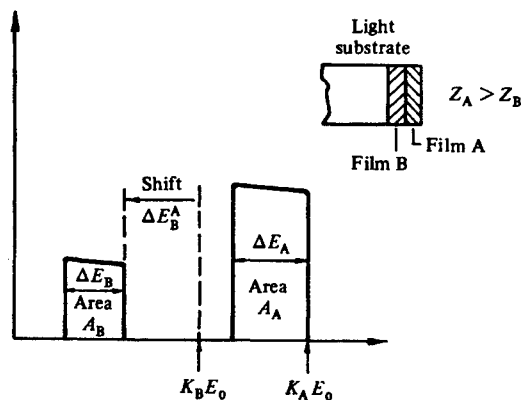


Abbildung 4.7: Theoretische RBS-Spektrum eines Zweischichtsystems [89Wall]

Bei Schichten bestehend aus nur einem Element ist dies unproblematisch, wenn die jeweilige Dichte bekannt ist. Falls die Schicht jedoch aus zwei oder mehreren Elementen besteht, verkompliziert sich die Tiefenskalierung. In diesem Fall muß bei der Simulation die korrekte Dichte der Schicht angegeben werden, welche durchaus unterschiedlich zu einer auf einfache Art und Weise berechneten (Gleichung 4.12) sein kann.

Berechnung der Dichte

Wenn dem Simulator die Volumendichte einer Mischschicht nicht explizit vorgegeben wird, berechnet er diese analog zur Gleichung 4.12:

Gleichung 4.13:
$$c = \frac{\sum_{i=1}^m R_i \cdot c_i}{\sum_{i=1}^m R_i} \quad \text{für } i = 2: \quad c = \frac{R_1 \cdot c_1 + R_2 \cdot c_2}{R_1 + R_2} \quad \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Mit m als Anzahl der Elemente, R_i als relatives Vorkommen und c_i als Atomdichte des jeweiligen Elements.

Diese nach Gleichung 4.13 errechnete Atomdichte stimmt zwar meist für Legierungen, jedoch nicht für chemische Verbindungen. Der korrekte Wert muß dann aus der bekannten Dichte ρ errechnet werden:

Gleichung 4.14:
$$c = \frac{\rho_{\text{Molekül}} \cdot N_A}{M_{\text{Molekül}}} \cdot N_{\text{Molekül}} \quad \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Die Diskrepanz läßt sich an einer (mit LPCVD hergestellten) Siliziumnitrid-Schicht (Si_3N_4) gut demonstrieren. Abbildung 4.8 zeigt die Messung einer 130 nm dicken Schicht.

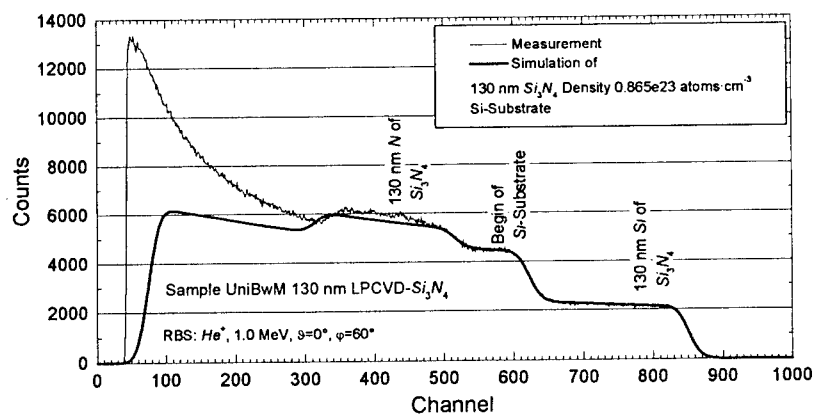


Abbildung 4.8: RBS-Messung einer 130 nm dicken Si_3N_4 -Schicht auf Silizium-Substrat

Da bei einer RBS-Messung die Tiefe aus der atomaren Flächenkonzentration bestimmt wird, muß bei der Simulation die korrekte Dichte verwendet werden. Tabelle 4.8 zeigt verschiedene Simulationsergebnisse bei gleicher Flächendichte.

Simulation Flächendichte [Atome·cm ⁻²]	Berechnung			Bemerkung
	Dichte [Atome·cm ⁻³]		Dicke [nm]	
1.124·10 ¹⁸	0.412·10 ²³	⇒	272	Dichte: RUMP nach Gleichung 4.13
	1.036·10 ²³	⇒	108	Dichte: in RUMP gespeichert als Dickeneinheit
	0.865·10 ²³	⇐	130	Dicke: von Ellipsometer
	(0.931...0.873)·10 ²³			Literaturwert für LPCVD-Nitrid [85Sze1]

Tabelle 4.7: Meß- und Simulationswerte für 130 nm LPCVD-Nitrid auf Silizium

Wenn bei der Simulation eine nach Gleichung 4.13 errechnete Dichte verwendet wird, erhält man als Ergebnis eine über den Faktor 2 größere Dicke, als mit dem Ellipsometer gemessen wurde. Der Vergleich der im Simulator definierten Dichte für Si_3N_4 mit der anhand der vom Ellipsometer gemessenen Dicke stimmt nicht vollkommen überein. Dies läßt sich aber dadurch erklären, daß die Herstellung mit LPCVD nicht die dichtest mögliche Schicht ergibt. Die aus der mit dem Ellipsometer gemessenen Dicke bestimmte Dichte liegt am unteren Rand vom gegebenen Literaturwerten.

In Tabelle 4.8 sind die Atomdichten einiger ausgewählter Atome und Moleküle aufgelistet. Bei Molekülen kann der Simulator die Dichte entweder nach Gleichung 4.13 berechnen, oder er benutzt eine intern als Dickeneinheit gespeicherte Dichte.

Atom / Molekül	ρ [g·cm ⁻³]	$M_{\text{Molekül}}$ [amu]	$N_{\text{Molekül}}$	c [Atome·cm ⁻³]
Si ⁽²⁾	2.32			0.4978·10 ²³
O ⁽²⁾	1.14			0.4302·10 ²³
N ⁽²⁾	0.81			0.3482·10 ²³
Ar ⁽²⁾	1.65			0.2489·10 ²³
C ⁽²⁾	2.27			1.136·10 ²³
Al ⁽²⁾	2.70			0.6023·10 ²³
Ni ⁽²⁾	8.90			0.9126·10 ²³
In ⁽²⁾	7.31			0.3836·10 ²³
Ge ⁽²⁾	5.34			0.4429·10 ²³
Sb ⁽²⁾	6.62			0.3273·10 ²³
SiO ₂ (thermisch) ⁽¹⁾	2.2	60	3	0.660·10 ²³
SiO ₂ (2, errechnet)				0.453·10 ²³
SiO ₂ (2, als Dickeneinheit)				0.660·10 ²³
Si ₃ N ₄ (LPCVD) ⁽¹⁾	2.9...3.1	140	7	(0.931...0.873)·10 ²³
Si ₃ N ₄ (2, errechnet)				0.412·10 ²³
Si ₃ N ₄ (2, als Dickeneinheit)				1.036·10 ²³

Tabelle 4.8: Beispiele für Atomdichten von in der Silizium-Halbleitertechnologie wichtigen Materialien [85Sze1]⁽¹⁾ [89CGS1]⁽²⁾

Als Untergrenze möglicher Abweichungen der Atomdichten eines Moleküls hat sich der Faktor 2.5 (Si_3N_4) ergeben. Bei der Bestimmung von Dicken ist deshalb sehr auf die Berechnung bzw. Vorgabe der korrekten Dichte zu achten.

Konzentrationsskala

Die Höhe der Plateaus, bestimmt durch den Wirkungsquerschnitt (Gleichung 4.2), ist ein Maß für die Menge der in der Schicht vorkommenden Elemente. Somit läßt sich durch das Verhältnis der jeweiligen Ausbeute an gestreuten Projektilen in einer Mischschicht die Stöchiometrie errechnen.

Praktische Vorgehensweise

Aufgrund der Faltung zweier Informationen (Tiefe und Masse) in ein Spektrum ist eine analytische Entfaltung nur für einfache Spektren möglich. In der Realität (verschiedene Atome in unterschiedlichen Tiefen) setzt man mit Hilfe eines Simulators das Spektrum aus den einzelnen Schichtsystemen zusammen und vergleicht es mit dem real gemessenen. In dieser Arbeit wurde die Software *RUMP* von *Computer Graphics Service* [89CGS1] verwendet. Dabei ist folgende Nomenklatur zu beachten:

Zur Simulation werden benötigt:

- Winkel:
 - *Theta* (θ): zwischen einfallendem Strahl und der Probennormale
 - *Phi* (φ): zwischen ein- und ausfallendem Strahl (Rückstreuungswinkel)
 - Schichtzusammensetzung:
 - Verhältnis der Elemente in der jeweiligen Schicht
 - Flächendichte der Schicht durch
 - ◆ direkte Eingabe
 - ◆ Eingabe der Dicke und impliziert berechneter Dichte
 - ◆ Eingabe der Dicke bezogen auf eine intern gespeicherte Dickeneinheit (z.B. SiO_2 , Si_3N_4)
- Es besteht auch die Möglichkeit, eigene Dichteeinheiten vor der jeweiligen Eingabe der Schichtdicke zu definieren

Beschreibung der Anlage

Allgemeines

Im Rahmen dieser Dissertation wurde ein linearer Ionenbeschleuniger mit einer Hochspannungserzeugung nach dem Van-de-Graaf-Prinzip aufgestellt (*High Voltage, AN-2500*, Abbildung 4.9). Zudem wurde das mitgelieferte 5-Achsen-Goniometer umgebaut, um Schrittmotoren mit Inkrementalwertgeber zu montieren. Mit Hilfe einer selbst entwickelten Software kann dieses gesteuert werden. Für die Messung des Primärionenstroms wurden sowohl eine Motorsteuerung für den Chopper als auch eine Sample&Hold-Elektronik gebaut.

Als Projektile können H^+ , He^+ , N^+ und prinzipiell auch D^+ verwendet werden. Die Energie ist von etwa 0.6 bis maximal 2.5 MeV einstellbar. Eine Massenseparation (e/m) der beschleunigten Projektile findet in einem Magnetfeld statt. Der Strahldurchmesser kann

durch auswechselbare Blenden in der Analysekammer von 0.5 bis 3 mm variiert werden. Üblicherweise wird ein Primärionenstrom von etwa 200 nA verwendet. Er gewährleistet eine gute Statistik während der Meßzeit (15...30 min), ohne dabei Detektor und Verstärker zu überlasten.

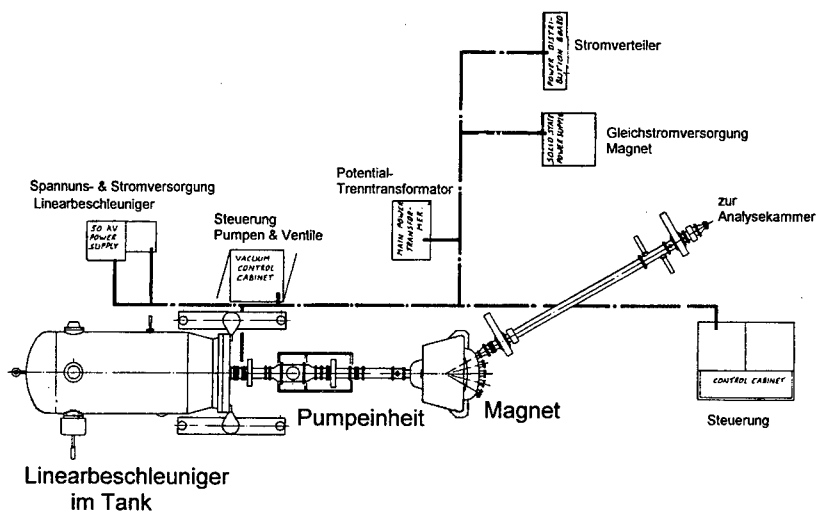


Abbildung 4.9: Beschleuniger am Lehrstuhl für Mikrosystemtechnik (UniBwM)

Die Analysekammer beinhaltet das 5-Achsen-Goniometer, mit dessen Hilfe die Probe bewegt werden kann. Zudem ist für die Energiekalibrierung des Detektors ein α -Teilchenstrahler vorhanden. Es können sowohl der einfallende Winkel ($-15^\circ \dots 15^\circ$) als auch der Streuwinkel ($95^\circ \dots 165^\circ$, entsprechend einem Rückstreuwinkel von $85^\circ \dots 15^\circ$) variiert werden. Für die Evakuierung der Analysekammer werden ca. 15 min benötigt, so daß bei einer durchschnittlichen Meßzeit von ungefähr 30 min etwa eine Probe pro Stunde analysiert werden kann.

Energieaufgelöste Teilchendetektion

Die rückgestreuten Teilchen werden in einem Oberflächensperrschichtzähler detektiert und in einer nachgeschalteten Elektronik energieaufgelöst gezählt. Als Detektor wird ein dotierter Silizium-Detektor (*Tennelec PD-50-100-14cm*) verwendet. Dieser besitzt eine aktive kreisrunde Fläche von 50 mm^2 , eine $100 \mu\text{m}$ dicke aktive Schicht und eine Energieauflösung von 14 keV.

Ein eintreffendes Teilchen (z.B. mit der Energie 2 MeV) erzeugt durch Elektron-Loch-Paarbildung (je 3.62 eV in Silizium bei 300 K) einen Ladungspuls (z.B. $\sim 5 \cdot 10^5$ Elektron-Loch-Paare $\approx 88 \text{ fC}$) proportional zur Energie. Dieser Puls wird in einem Vorverstärker (*Tennelec 2348-5*) mit fester Verstärkung in einen Spannungspuls gewandelt. Ein nachgeschalteter regelbarer Hauptverstärker (*Tennelec TC 244*) verstärkt dieses Signal und wan-

delt es in einen Gauß-Puls um, dessen Höhe in einem Analog-Digitalwandler (*Target TC 8100*) digital erfaßt wird. Ein Vielkanalanalysator (MCA, *Target TMCA-2*) inkrementiert den dieser Pulshöhe $U, \pm \frac{1}{2} \Delta U$, welcher durch eine Energie $E, \pm \frac{1}{2} \Delta E$ erzeugt wird, entsprechenden Kanal. ΔU und somit ΔE ist von der Energieauflösung des Detektors, der Verstärkung und von der Anzahl der Kanäle abhängig. Der Signallaufplan ist in Abbildung 4.10 gezeigt.

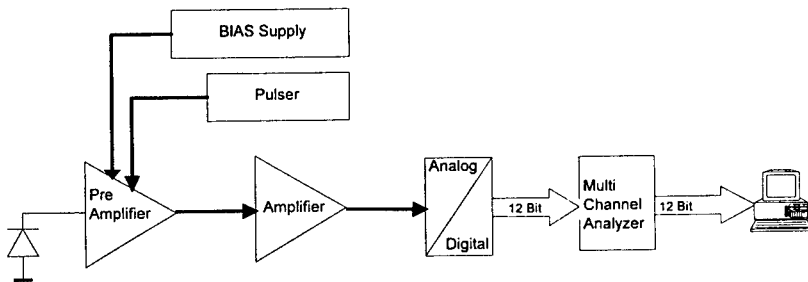


Abbildung 4.10: Signallaufplan RBS-Messung

Um Messung und Simulation vergleichen zu können, muß zuerst folgendes kalibriert werden:

- (1) Die Relation *Energie pro Kanal* im Vielkanalanalysator
- (2) Die Winkelmessung der Achsen des einfallenden Strahls und der zum Detektor
- (3) Die Beschleunigungsspannung, durch welche die Energie der Primärionen bestimmt wird

Kalibrierung der Relation Energie/Kanal im Vielkanalanalysator

Die Auswertung einer RBS-Messung erfolgt durch Vergleich mit einer Simulation. Das Resultat einer RBS-Messung ist die spektrale Verteilung der Teilchenenergie $N(E)dE$ bzw. N_i . Daher muß die Relation *Energie pro Kanal* bekannt sein. Sie wird durch Kalibrierung mittels eines α -Teilchenstrahlers bestimmt.

Folgende Kalibrierungsschritte sind nötig:

- a) Nullabgleich des Analog/Digitalwandlers (ADC)
- b) Absolute Energiekalibrierung

Nullabgleich des Analog/Digitalwandlers

Um die Relation *Kanal 0* *gleich Energie 0* einzustellen, wird ein Nullabgleich am ADC mit Hilfe eines Pulsers (*Ortec Precision Pulse Generator 419*) durchgeführt. Er erzeugt gleichgeformte Pulse mit einstellbaren Höhen. Diese werden bei angeschlossenem Detektor, eingeschalteter BIAS-Versorgung und Hauptverstärker im Vorverstärker eingespeist und mit dem Vielkanalanalysator gemessen.

Als Ergebnis erhält man:

Pulshöhe [a.u.]	Kanal
PH	Ch_1
$\kappa \cdot PH$	Ch_2

Tabelle 4.9: Ergebnis Nullabgleich ADC mittels Pulser

Für den erfolgreichen Nullabgleich muß folgende Relation erfüllt sein:

Gleichung 4.15: $Ch_2 = \kappa \cdot Ch_1$

Falls dies nicht der Fall ist, muß am ADC der Nullpunkt (Zero) derartig verändert werden, daß bei gegebener Pulshöhe $\kappa \cdot PH$ für den neuen Ch_2^* folgendes gilt:

Gleichung 4.16
$$Ch_2^*(\kappa \cdot PH) = \frac{Ch_2(\kappa \cdot PH) - Ch_1(PH)}{\kappa - 1}$$

Nun sollte die Relation (Gleichung 4.15) erfüllt sein. Durch diesen Abgleich ist die Signalkette vom Vorverstärker bis zum ADC hin ohne Offset linearisiert.

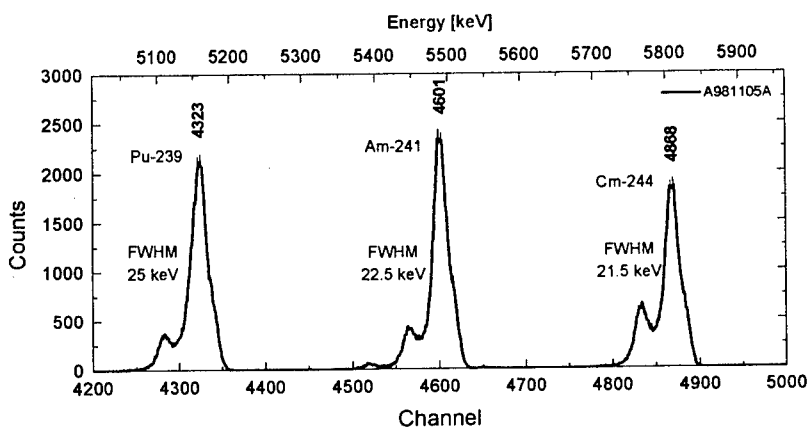
Absolute Energiekalibrierung des MCAs

Zur absoluten Energiekalibrierung wird ein α -Teilchenstrahler (Typ *Amersham Buchler QCRB 2508*) verwendet. Dieser besteht aus drei verschiedenen Elementen und strahlt α -Teilchen unterschiedlicher Energien ab (Tabelle 4.10).

Isotop	Energie [keV]	Übergangswahrscheinlichkeit [%]	Gemessener Kanal im MCA
Pu-239	5105.8	11.5	
	5144.3	15.1	
	5156.59	73.3	Ch_{Pu}
Am-241	5388	1.4	
	5442.8	13.3	
	5485.56	85.1	Ch_{Am}
	5544.5	0.36	
Cm-244	5762.16	23.6	
	5804.77	76.4	Ch_{Cm}

Tabelle 4.10: Energien der Isotope des α -Teilchenstrahlers

Eine Langzeitmessung des Strahlers ist in Abbildung 4.11 dargestellt.

Abbildung 4.11: Messung des α -Teilchenstrahlers über etwa 19 Tage

Die Relation *Energie pro Kanal* wird durch eine lineare Regression durch den 0-Punkt bestimmt. Mit der Annahme von $E = k \cdot Ch + Ch_0$ und dem erfolgten Nullabgleich $E_0 = Ch_0 = 0$ wird der zur Kalibrierung nötige Proportionalitätsfaktor k aus $E = k \cdot Ch \Leftrightarrow k = \frac{E}{Ch}$ errechnet:

$$\text{Gleichung 4.17} \quad k = \frac{E}{Ch} = \frac{E_{Pu} \cdot Ch_{Pu} + E_{Am} \cdot Ch_{Am} + E_{Cm} \cdot Ch_{Cm}}{Ch_{Pu}^2 + Ch_{Am}^2 + Ch_{Cm}^2}$$

Gleichzeitig kann die Energieauflösung (Halbwertsbreite) des Detektors aus den Peaks von ^{241}Am und ^{244}Cm bestimmt werden. Sie beträgt in dem gezeigten Beispiel etwa 22 keV. Die untere Grenze wird durch die (Nicht-)Auflösung der nur 12 keV von einander entfernten Peaks des ^{239}Pu festgesetzt, was mit den angegebenen Detektoreigenschaften in etwa übereinstimmt.

Winkelmessung

Das Goniometer, der Detektor und die Einschußblende sind auf einer Basisplatte montiert und gegeneinander fixiert. Bei Mittelstellung des 5-Achsen-Goniometers muß nun auch der Strahl durch die Blende in die Mitte des Probentellers treffen. Dies wird durch Drehen und Anheben/Senken der Basisplatte relativ zur Analysekommer mit folgenden Schritten erreicht:

- Ausbau des Goniometers
- Ausrichten der Analysekommer nach dem Ionenstrahl, so daß am Ende der Kommer der Ionenstrahl genau die Mitte einer zentrischen Durchführung trifft
- Justage eines LASER-Strahls von extern durch eine Blende am Kommerende und der kurz nach dem Magneten im Strahlrohr eingebauten Blende
- Ausrichten der Kommer, so daß Ein- und Ausgangsöffnung genau in der Mitte des LASER-Strahls liegen

- e) Fixierung der Kammer
- f) Justage der Basisplatte, daß sowohl der LASER-Strahl durch die Einschußblende trifft, als auch genau über die Mitte des Goniometer-Drehtellers führt
- g) Fixierung der Basisplatte
- h) Einbau des Goniometers

Energie der Primärionen

Im allgemeinen ist die Energie der Primärionen proportional zur angezeigten Spannung am Linearbeschleuniger:

Gleichung 4.18
$$E = e \cdot U$$

Diese Anzeige stellt den Wert dar, den das eingebaute *Generating Voltmeter (High Voltage D-VM6000D1)* mißt und hängt von folgendem ab:

- a) Elektrisches Feld (entspricht der Spannung) zwischen Terminal und Tankwand (Masse-Potential)
- b) Rotationsgeschwindigkeit des *Generating Voltmeters*
- c) Abstand der Meßscheiben des *Generating Voltmeters*

Der Wert a) ist gesucht, b) ist konstant, c) kann beim Service dejustiert werden. Deshalb muß die Anzeige kalibriert werden. Möglichkeiten dazu bestehen einerseits durch die Offsetkorrektur und Verstärkung an der Anzeigeeinheit (Feinjustage), andererseits in der Variation des Abstands der rotierenden Scheiben (Grobjustage).

Zur absoluten Energiebestimmung kann die Massenseparation im Magnet bei verschiedenen Magnetfeldern nicht verwendet werden, denn

$$\text{aus } q \cdot v \cdot B = \frac{m \cdot v^2}{r} \text{ und } q \cdot U = \frac{1}{2} m \cdot v^2 \text{ mit } r = \text{const. und } B \sim I \text{ folgt}$$

Gleichung 4.19

$$\frac{I_2}{I_1} = \sqrt{\frac{U_2 \cdot m_2 \cdot q_1}{U_1 \cdot m_1 \cdot q_2}}$$

Bei der Annahme von $U_{\text{Real},1} = \mu \cdot U_{\text{Messung},1}$ und $U_{\text{Real},2} = \mu \cdot U_{\text{Messung},2}$ wird μ in Gleichung 4.19 eliminiert und ist auf diese Weise nicht bestimmbar.

Deshalb muß zur absoluten Kalibrierung auf eine externe Referenz zurückgegriffen werden:

Möglichkeit A: Indirekte Kalibrierung über die Energie rückgestreuter Ionen

Nach der Justage der Winkelskala und der Energiekalibrierung des Vielkanalanalysators kann durch die Messung einer definierten Schichtzusammensetzung, bestehend aus zwei Elementen mit den Massen M_1 und M_2 , die Energie der Primärionen errechnet werden.

Als Ergebnis erhält man:

Masse des Elements	Kanal an der hochenergetischen Kante	Zugeordnete Energie
M_1	Ch_1	E_1
M_2	Ch_2	E_2

Tabelle 4.11: Ergebnis Kalibrierung Primärionenenergie

Mit gegebener Masse M_0 des Projektils folgt aus Gleichung 4.1

Gleichung 4.20:

$$K_1 = \left[\frac{\sqrt{M_1^2 - M_0^2 \cdot \sin^2 \theta} + M_0 \cdot \cos \theta}{M_1 + M_0} \right]^2$$

und $K_2 = \left[\frac{\sqrt{M_2^2 - M_0^2 \cdot \sin^2 \theta} + M_0 \cdot \cos \theta}{M_2 + M_0} \right]^2$

Wenn die Bedingung in Gleichung 4.21 erfüllt ist, kann daraus direkt E_0 bestimmt werden. Die der Energie entsprechende Spannung wird nun für die Kalibrierung des Voltmeters verwendet.

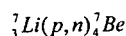
Gleichung 4.21:

$$E_0 \equiv \frac{E_1}{K_1} = \frac{E_2}{K_2}$$

Möglichkeit B: Direkte Kalibrierung über nukleare Resonanz-Reaktionen

Durch das Ausnützen verschiedener möglicher nuklearer Resonanz-Reaktionen kann die Energie präzise kalibriert werden.

Für den Energiebereich des hier benutzten Linearbeschleunigers kommt eine Reaktion in Frage:

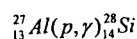


Schwellenenergie E_{th} [keV]
1881

Tabelle 4.12: Reaktions-Schwellenenergie für Protonen auf Lithium [78Dec1]

Dazu wird ein Lithium-Target an das Ende der 0° -Beamline eingebaut, ein Neutronendetektor dahintergestellt und die Energie des H^+ -Strahls langsam erhöht, bis der Detektor ausschlägt. Nun ist die bekannte Schwellenenergie erreicht und kann als Kalibrierung dienen.

Alternativ ist auch die Resonanz von Aluminium verwendbar:



Resonanzenergie E_R [keV]	Energie des emittierten Photons E_γ [keV]	Resonanzbreite Γ [keV]
632.6	1778	$\ll 1$
991.8	1778	0.1

Tabelle 4.13: Resonanzenergien für Protonen auf Aluminium [78Dec1]

Hier wird hinter dem am Ende der 0°-Beamline befindlichen wassergekühlten Vakuumabschluß aus Aluminium ein γ -Detektor aufgestellt und wie eben genannt vorgegangen.

Aus Sicht des Strahlenschutzes sind γ -Strahlen besser kontrollierbar als entstehende Neutronen. Deshalb wurde hier die Resonanzreaktion von Aluminium verwendet.

“MicroSpot”-RBS

Der Strahldurchmesser bei RBS wird durch auswechselbare Blenden bestimmt und beträgt üblicherweise 0.5...3 mm. In bestimmten Fällen, wie z.B. bei strukturierten oder bereits prozessierten Proben, kann es notwendig sein, diese zum Strahl hin sehr genau zu justieren, um eine gewünschte Position zu analysieren. Da dies in-situ mangels Sichtkontrolle während der Messung nicht möglich ist, wurde eine externe Referenzierung mit Hilfe eines LASERs aufgebaut (Abbildung 4.12) und in Spezialfällen verwendet. Sie ist in folgende Schritte aufgeteilt:

- (1) Papier wird als Target eingebaut, dazu gleichzeitig die gewünschte Blende
- (2) Evakuierung der Meßkammer
- (3) Einwirken des Strahls auf das Papier-Target (etwa 1 min bei 200 nA)
- (4) Belüften der Meßkammer
- (5) Justage des Spots des externen LASERs auf den sichtbaren dunklen Fleck auf dem Papier
- (6) Ersetzen des Papiers durch die gewünschte Probe und Ausrichten dieser anhand des LASER-Spots auf die gewünschte zu messende Stelle

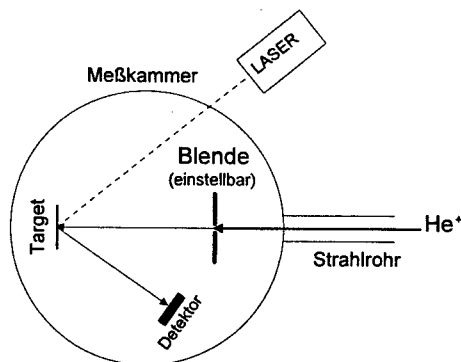


Abbildung 4.12: LASER als externe Strahl-Positionsreferenz bei RBS

Strahlenschutz

Es kann prinzipiell an folgenden Stellen vermehrt γ -Strahlung auftreten:

- Im Beschleunigungsrohr, ausgelöst durch rückwärts fliegende Elektronen. Jedoch können durch die vorhandenen 50 Kaskaden und den dort montierten Magneten nur

Elektronen mit der maximalen Energie von 50 keV auftreten. Die dadurch ausgelösten γ -Quanten werden durch die einige cm dicke Tankwand abgeschirmt.

- Am Faraday-Cup durch die Abbremsung der Ionen, falls dieser in den Strahl eingefahren wird. Die freiwerdende Energie hängt von der Masse der Ionen (Energie/Nukleon) ab und kann bis zu 2.5 MeV (H^+) betragen (Tabelle 4.14).
- Am 0°-Rohrende des Magneten, falls dieser stromlos ist
- An den Lochblenden vor und nach dem Magneten
- In der Analysekommer

Ion	Energie pro Nukleon bei Ionenenergie von 2.5 MeV [keV]
$^1H^+$	2500
$^4He^+$	625
$^{14}N^+$	179

Tabelle 4.14: Energie pro Nukleon bei Ionenenergie von 2.5 MeV

γ -Strahlungsmessungen haben gezeigt, daß bei dem Betrieb mit He^+ bei einem Ionenstrom vor dem Magneten von etwa 5 bis 15 μA , der für die Erzeugung von etwa 200 nA Analysstrom benötigt wird, die Grenzen für den genehmigungsfreien Betrieb (Tabelle 4.15) nicht überschritten werden. Bei Betrieb mit N^+ dürfte es auch zu keinen Überschreitungen kommen, da die Energie pro Nukleon um den Faktor 3.5 kleiner ist.

Auftreten von Strahlung	Ortsdosisleistung
Im Abstand von 0.1 m bei genehmigungsfreier, aber angezeigtem Betrieb (§ 17 StrlSchV)	$< 10 \mu Sv \cdot h^{-1}$
Dosisgrenzwert am Platz des Operators ($^{1/10}$ Kategorie A, § 45 StrlSchV und Anlage X)	$< 5 mSv \cdot y^{-1}$ (bei 1000 h Betrieb $\Rightarrow < 0.6 \mu Sv \cdot h^{-1}$)

Tabelle 4.15: Ortsdosisleistungsgrenzen für den genehmigungsfreien Betrieb

Bei H^+ sind höhere Werte zu erwarten, insbesondere aufgrund der Möglichkeit von protoneninduzierten nuklearen Reaktion.

Der Betrieb mit D^+ ist verboten, da die erforderlichen Abschirmungen gegen Neutronen nicht vorhanden sind. Sie würden an den selben Orten wie die γ -Strahlung entstehen.

Charakterisierung der Meßmethode

Die RBS-Analyse ist eine absolute Meßmethode. Das Ergebnis ist nicht nur von den verwendeten Proben sondern auch von den einstellbaren Parametern wie Winkel und Energie der Projektile, Winkel und Auflösung des Detektors abhängig. Die Trennung bzw. Bestimmung von Schichtdicken läßt sich schon von vorne herein mit Hilfe einer Simulation abschätzen. Bei komplizierteren Schichtsystemen können daher schon vor der Messung durch eine Variation der Meßparameter in einer Simulation optimale Werte bestimmt werden.

Volumenkonzentration

Die Volumenkonzentration läßt sich direkt nicht bestimmen, da das RBS nur auf die Flächenkonzentration sensitiv ist. Für die Bestimmung der Stöchiometrie einer Schicht ist das aber nicht nachteilig, solange sich Plateaus der Zählrate über der Energie (siehe auch Abbildung 4.8) ausbilden. Diese Bedingung kann durch geeignete Energie der Projektile und dem Rückstreuwinkel meist erfüllt werden. Zu beachten ist aber, daß die Plateaus nicht ineinander verlaufen (Abbildung 4.5).

Bei bekannter Dicke oder Dichte der Schicht kann auch die Volumenkonzentration bestimmt werden. Der Nachweis ist prinzipbedingt bei Elementen höherer Massen besser, da diese einen größeren Wirkungsquerschnitt für den elastischen Stoß mit dem Primärion besitzen (Tabelle 4.2).

Als Beispiel ist die Messung und Simulation einer 63 nm dünnen thermischen SiO_2 -Schicht auf Silizium gezeigt (Abbildung 4.13). Zudem sind die Einzel-Simulationen eingetragen, deren Ergebnis sich zur Gesamtsimulation addiert.

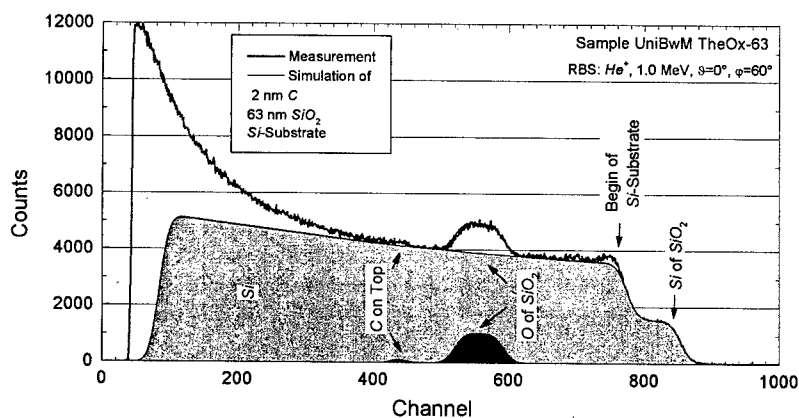


Abbildung 4.13: RBS-Messung von 63 nm dünnen SiO_2 auf Silizium

Für die Abweichung der Zählraten zwischen Simulation und Messung im niederenergetischen Bereich gibt es einige Erklärungen [88Tu1]:

- Zweifachstöße der Projektile nahe der Oberfläche
- Stöße an den Einbauten in der Kammer oder am Restgas
- Nicht komplette Ladungssammlung im Detektor

Diese Mechanismen sind zum Teil von der Anlage abhängig, d.h. Messungen von verschiedenen Labors können diesbezüglich unterschiedlich sein.

Der eben erwähnte Unterschied, der auch als Hintergrund definiert werden kann, steigt mit Erniedrigung der Primärionenenergie an. Der verwendete Simulator kann diesen nicht berücksichtigen, so daß hier ein Unterschied zwischen Messung und Simulation entsteht.

Genauigkeit der Stöchiometriebestimmung

Eine Variation der Stöchiometrie um 5% nach oben und unten in der Simulation ist im Vergleich mit der Messung in Abbildung 4.14 dargestellt.

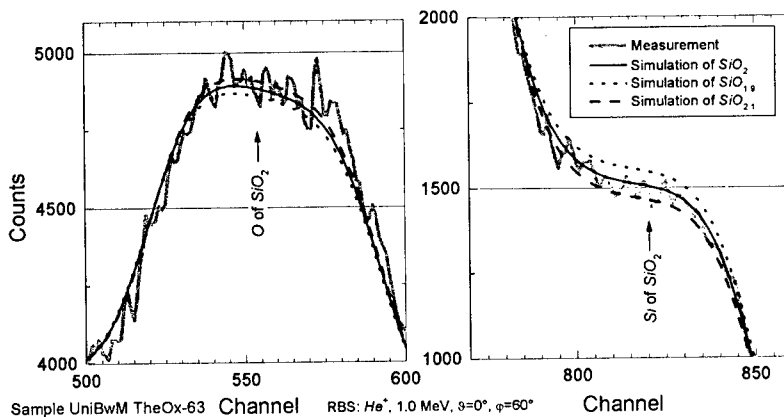


Abbildung 4.14: Vergleich der RBS-Messung mit Variationen in der Simulation der Stöchiometrie

Die Statistik der Messung ließe sich durch längere Meßzeit noch verbessern, so daß die Genauigkeit mit 5 % oder besser angegeben werden könnte.

Tiefenauflösung

Die Tiefenauflösung hängt sowohl von der verwendeten Energie als auch vom Rückstreuwinkel ab. Die Parameter sind im gewissen Maße entkoppelt. Wenn man eine hohe Tiefenauflösung wünscht, muß der Rückstreuwinkel groß genug gewählt werden. Um trotzdem eine dicke Schicht zu analysieren, ist die Energie zu erhöhen, bei einer dünnen jedoch muß sie abgesenkt werden.

Die Sensitivität des Verfahrens gegenüber 5 % Dickenänderung zeigt Abbildung 4.15.

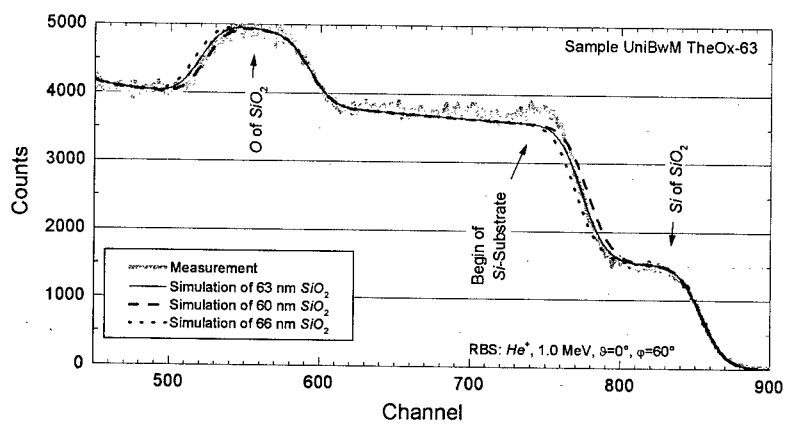


Abbildung 4.15: Vergleich der RBS-Messung mit Variationen in der Simulation der Schichtdicke

Der Unterschied einer 5 %-Abweichung könnte durch Vergrößerung des Rückstreuwinkels noch stärker herausgestellt werden.

Zusammenfassung

RBS ist eine leistungsfähige Methode zur Bestimmung der Stöchiometrie von Schichten im Bereich von 1...99%. Die Genauigkeit der Stöchiometrie liegt bei der vorliegenden Meßanordnung, entsprechend gute Statistik vorausgesetzt, etwa bei 5 %. Bei korrekter Dichte kann die Dicke einer Schicht ähnlich genau bestimmt werden.

Die Tiefenauflösung ist ähnlich gut, wobei aber zu bemerken ist, daß die Tiefenbestimmung nur bei bekannter Volumendichte absolut ist.

Die maximale Dicke einer zu analysierenden Schicht hängt stark vom Wert ihrer *stopping-cross-section* ab.

4.2 SIMS

Primärionen

Als Primärionen werden üblicherweise nur noch O_2^+ , Cs^+ und in Spezialfällen Ga^+ verwendet. Diese haben im Unterschied zu den früher benutzten Edelgasionen wie Ar^+ oder Xe^+ den Vorteil des reaktiven Sputterns, d.h. nach dem Einstellen eines Gleichgewichts zwischen der Implantation der Primärionen und des Abtragens als Sekundärmaterie erhöht sich die Ionisierungswahrscheinlichkeit [84Kon1]. Außerdem ist die Ausbeute beim Sputtern relativ zu der von Ar^+ ungefähr um den Faktor 10 kleiner, so daß die Tiefenauflösung bei dünnen Schichten zunimmt.

Erzeugt werden die Primärionen mit Hilfe von thermischer Ionisation (Cs^+), Kaltkathodenentladung (O_2^+) oder Feldemission (Ga^+).

Massenseparation

Die emittierten Sekundärionen können auf unterschiedliche Weise separiert werden. Folgende Verfahren werden bei SIMS verwendet:

- Magnetfeld-Massenseparator – *Magnetic Sector Field (MS)*
- Doppelt fokussierender Massenseparator – *Double Focus (DF)* (Abbildung 4.16)
- Quadrupol-Massenseparator (QM) (Abbildung 4.19)
- Flugzeitmassenspektroskopie – *Time Of Flight (TOF)* (Abbildung 4.17)

Zu beachten ist, daß die ersten drei Methoden die Sekundärionen nur nach *Masse* zu *Ladung* (e/m) separieren.

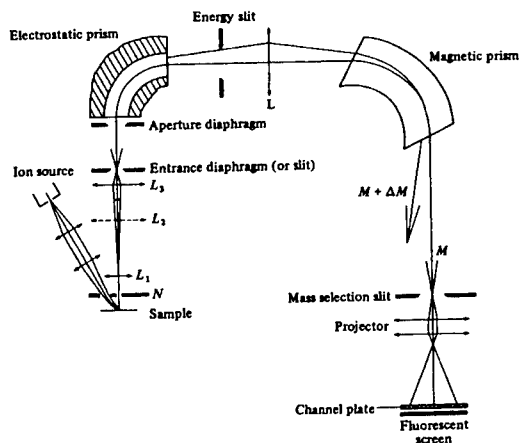


Abbildung 4.16: Schema einer Cameca IMS 3f [89Wal1]

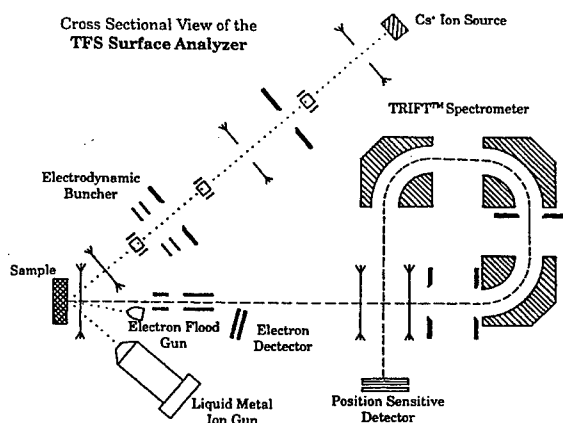


Abbildung 4.17: Schema eines TOF-SIMS [92Con1]

Die spezifischen Daten dieser verschiedenen Massenseparationsarten sind in Tabelle 4.16 zu finden. Eine wichtige Kenngröße ist die Massenauflösung $m/\Delta m$. Von ihr hängt es ab, ob und wie gut Masseninterferenzen (siehe auch ab Seite 68) getrennt werden können.

Typ des Massenseparators	$m/\Delta m$	Massenbereich	Transmission	Detektierung
Magnetic Sector / Double Focus	10^4	10^4	0.1...0.5	Sequentiell
Time Of Flight	10^3	$10^3 \dots 10^4$	0.5...1.0	Parallel
Quadrupol	$10^2 \dots 10^3$	$\approx 10^3$	0.01...0.1	Sequentiell

Tabelle 4.16: Arten der Massenspektrometer bei SIMS im Vergleich [89Vic1]

Konzentrationsreferenz

Referenzproben, sogenannte SIMS-Standards, sind aus dem gewünschten Matrixmaterial, in denen eine bekannte Menge des zu kalibrierenden Materials implantiert wurde. Beispiele sind die in der Silizium-Technologie üblicherweise verwendeten Dotierstoffe wie Bor, Phosphor, Arsen und Antimon (Tabelle 2.1). Diese werden derartig in ein Silizium-Substrat implantiert, so daß das Maximum etwa 100 bis 200 nm unter der Oberfläche liegt, und die Konzentration dort etwa 10^{20} Atome·cm⁻³ beträgt. Das Verfahren ist sehr genau, da die für die Höhe des Maximums verantwortliche Implantationsdosis n_F sehr gut durch Integration des Ionenstroms $I_p(t)$ bei der Implantation bestimmt werden kann (Gleichung 4.22). Die Implantationsfläche A ist anlagen- und anordnungsspezifisch.

Gleichung 4.22:

$$n_F = \frac{N_p}{A} = \frac{\int I_p(t) dt}{e \cdot A} \quad \left[\frac{\text{Ionen}}{\text{cm}^2} \right]$$

Diese Proben dürfen allerdings nachher nicht mehr getempert werden, da sonst das Maximum verlaufen würde. Bei einer folgenden SIMS-Messung wird durch Vergleich mit dem Implantationssimulator SRIM (Monte-Carlo Methode) [96Zie1] die Höhe des Maximums verifiziert.

Das Ergebnis einer SRIM-Simulation ist die Verteilung $V(z)$ des Implantationsstoffes über die Tiefe z unabhängig von einer gegebenen Flächendosis n_F :

$$V(z) \left[\frac{\text{Atome}}{\text{\AA} \cdot \text{Ionen}} \right]$$

Diese Verteilung $V(z)$ kann nun durch Multiplikation mit einer individuellen Flächendosis n_F in eine atomare Volumenkonzentration $c(z)$ umgerechnet werden:

Gleichung 4.23:
$$c(z) = V(z) \cdot 10^8 \cdot n_F \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Der Faktor 10^8 entsteht durch die Umrechnung der Skalierung von \AA in cm.

Simulierte Implantationsverläufe sind in Abbildung 4.18 gezeigt.

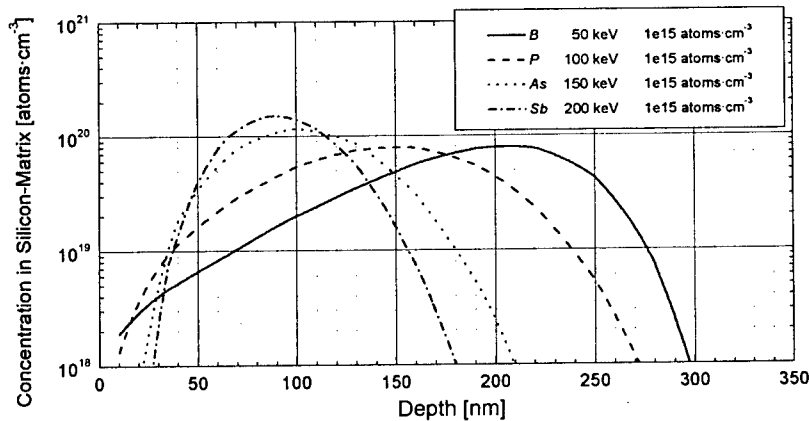


Abbildung 4.18: Mit SRIM simulierte Implantationsprofile

Die Resultate der Simulationen sind in Tabelle 4.17 zusammengefaßt.

Dotierstoff	Implantation		Peakmaximum	
	Energie [keV]	Dosis [Ionen·cm ⁻²]	Tiefe [nm]	Konzentration [Atome·cm ⁻³]
Bor	50	1·10 ¹⁵	200	8·10 ¹⁹
Phosphor	100	1·10 ¹⁵	150	8·10 ¹⁹
Arsen	150	1·10 ¹⁵	100	1,2·10 ²⁰
Antimon	200	1·10 ¹⁵	90	1,5·10 ²⁰

Tabelle 4.17: Implantationswerte in Silizium für SIMS-Standards, berechnet mit SRIM [96Ziel]

Beschreibung der Anlage

Im Rahmen dieser Dissertation wurde die SIMS-Anlage Typ *A-DIDA 3000-30* von *Atomika Instruments* aufgestellt (Schema siehe Abbildung 4.19). Diese verwendet als Massenseparator für die Sekundärionen ein Quadrupol.

Die mitgelieferte Computersteuerung durch eine PDP-11 wurde komplett durch die selbst entwickelte PC-Steuer- und Meßdatenerfassungssoftware SIMSDAQ ersetzt. Zudem wurden einige Elektronikeinheiten auf Fernsteuerung umgebaut.

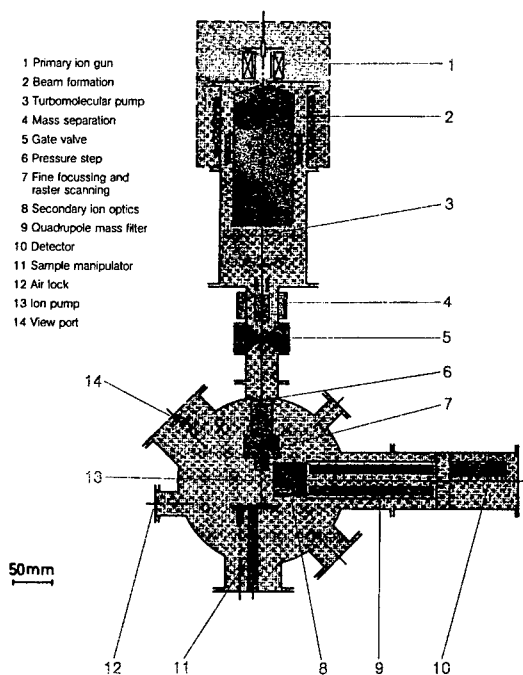


Abbildung 4.19: Schema der Atomika 3000-30 am Lehrstuhl für Mikrosystemtechnik (UniBwM)

Spezifikationen

Es können bis zu 9 verschiedene Massen sequentiell separiert und detektiert werden, wobei für jede Masse die Anzahl der Durchgänge (*Scans*) und das Probenpotential (*Energy*) getrennt eingestellt werden kann. Einzelne Sekundärionen erzeugen mit Hilfe eines Channeltrons (vergleichbar mit einem Elektronenvervielfacher) einen zählbaren Ladungspuls. Ein Zähler registriert die Anzahl pro Zeit. Dieser wird mit Hilfe eines von 10...90% in 10%-Schritten der Kraterfläche (Quadrat) einstellbaren elektronischen Tors (*Electronic Gate*) freigeschaltet (Abbildung 4.20) um Kraterandeffekte zu vermeiden. Die Dynamik der Zählrate beträgt 6 Größenordnungen [82Fre1].

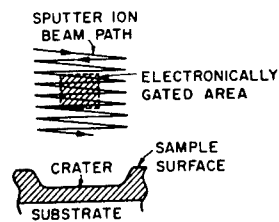


Abbildung 4.20: Electronic Gate bei Quadrupol-SIMS [86Fel1]

Auswertung von Meßdaten

Als Meßergebnis erhält man die Zählraten der einzelnen Massen bzw. Isotope gegen die Sputterzeit. Dieses muß nun zu Konzentration gegen Tiefe umgerechnet werden. Im folgenden werden sowohl die Quantifizierung der Tiefe und der Konzentration beschrieben als auch die dabei auftretenden Probleme [84Bou1].

Quantifizierung der Tiefe

Den jeweiligen Meßpunkten ist die aufgelaufene Sputterzeit zugeordnet. Diese läßt keine absolute und direkte Aussage über die Tiefe der entsprechenden Meßpunkte zu. Deshalb ist eine Relation für die Umrechnung erforderlich.

Die Anzahl der Primäratome pro Zeit N_p mit der Wertigkeit n ($n=2$ für O_2^+ , $n=1$ für Cs^+), die in einem gemessenen Strom I_p auf die Probenoberfläche treffen, läßt sich beschreiben durch:

Gleichung 4.24:
$$N_p = \frac{I_p \cdot n}{e} \left[\frac{\text{Primäratome}}{s} \right]$$

Diese Primäratome schlagen aus der Probe mit der Ausbeute Y (Yield) eine gewisse Zahl von Sekundäratomen pro Zeit N_s heraus:

Gleichung 4.25:
$$N_s = Y \cdot N_p = \frac{(n \cdot Y) \cdot I_p}{e} \left[\frac{\text{Sekundäratome}}{s} \right]$$

In Tabelle 4.18 sind einige Sputter-Ausbeuten für Targets aus dem angegebenen Material aufgelistet:

Target	Sputter-Ausbeuten $2 \cdot Y$ ($n=2$ für O_2^+) [Sekundäratome / Primäratome]
Al	0.52 ± 0.13
Si	0.54 ± 0.03
Ti	0.27 ± 0.07
Co	0.85 ± 0.05
Ge	2.7 ± 0.20
W	7.4 ± 0.1

Tabelle 4.18: Einige Sputterausbeuten für O_2^+ Primärionen mit 20 keV [82Tsu1]

Das entfernte Volumen pro Zeit \dot{V} ist das Produkt aus der Fläche A des Kraters und der Sputterrata \dot{z} . Dies entspricht gleichzeitig der Division der Anzahl der gesputterten Sekundäratome pro Zeit N_s durch die Teilchendichte c im Target:

Gleichung 4.26:
$$\dot{V} = A \cdot \dot{z} = \frac{N_s}{c} \left[\frac{\text{cm}^3}{\text{s}} \right]$$

Mit Gleichung 4.25 ergibt sich dann die sogenannte Sputterformel:

Gleichung 4.27:
$$\dot{z} = \frac{\dot{V}}{A} = \frac{(n \cdot Y) \cdot I_p}{e \cdot A \cdot c} \left[\frac{\text{cm}}{\text{s}} \right]$$

Ausgewählte Sputterraten für Silizium abhängig von einstellbaren Parametern (Kraterfläche und Strom) sind in Tabelle 4.19 zu sehen.

Sputterraten [$\text{\AA} \cdot \text{s}^{-1}$]	Primärionenstrom I_p [nA]		
Kraterfläche A [μm^2]	50	150	250
375-375	0.26	0.77	1.29
500-500	0.14	0.43	0.72
750-500	0.06	0.19	0.32

Tabelle 4.19: Einige Sputterraten abhängig von Kraterfläche und Primärionenstrom für O_2^+ Primärionen in Silizium mit 20 keV, $Y = 0.29$, $n = 2$, $c = 5 \cdot 10^{22} \text{ Atome cm}^{-3}$

Hieraus ist zu erkennen, daß die Sputterrate etwa um zwei Zehnerpotenzen variiert werden kann. Dies wird benötigt, um den verschiedenen Anforderungen wie hohen Schichtstapel in kurzer Zeit bzw. dünne Deltaschicht in stark tiefenauflöst analysieren zu können.

Gleichung 4.27 kann nun für die Abbildung der Sputterzeit auf die Tiefe in zwei Methoden verwendet werden.

Tiefenskalierung proportional zur Sputterzeit bei konstantem Primärionenstrom

Mit der Annahme, daß der Primärionenstrom I_p über die gesamte Meßzeit konstant ist, läßt sich aus Gleichung 4.27 die gewünschte Relation berechnen:

Gleichung 4.28:
$$z(t) = \frac{(n \cdot Y) \cdot I_p}{e \cdot A \cdot c} \cdot t \quad [\text{cm}]$$

Diese Methode ist ungenauer als die im folgenden beschriebenen, da die Annahme der Konstanz des Primärionenstrom nicht unbedingt zutrifft. Meist driftet die Primärionenquelle durch Erwärmung über die gesamte Meßzeit (bis zu 8 h) nach unten, bis zu 50% sind im ungünstigen Fall möglich.

Tiefenskalierung proportional zu der aufsummierten Primärionenladung

Eine Verbesserung der eben genannten Methode kann durch die Aufsummierung der Primärionenladung erreicht werden. Die erstellte Steuer- und Datenerfassungssoftware SIMSDAQ erledigt das automatisch. Sie mißt während eines Durchgangs (Zyklus) aller Massen (1 s...2 min, je nach Einstellungen) einmal den Primärionenstrom I_p und nimmt

diesen für diese kurze Zeit als konstant an. Daraus wird die aktuelle Ladung ΔQ_p aus dem Strom I_p und der Zeit des Meßintervalls Δt berechnet:

Gleichung 4.29:
$$\Delta Q_p(t) = \Delta t \cdot I_p(t) \quad [\text{A} \cdot \text{s}]$$

Danach wird die aufsummierte Ladung $Q_p(t)$ jedem Zeitpunkt zugewiesen:

Gleichung 4.30:
$$Q_p(t) = Q_p(t - \Delta t) + \Delta Q_p(t) \quad [\text{A} \cdot \text{s}]$$

Durch Umwandlung von Gleichung 4.28 ist eine Tiefenskalierung möglich, die von Schwankungen und Drift des Primärionenstroms kaum beeinflusst wird:

Gleichung 4.31:
$$z(t) = \frac{(n \cdot Y)}{e \cdot A \cdot c} \cdot Q_p(t) \quad [\text{cm}]$$

Messung des Primärionenstroms

Die Höhe des Primärionenstroms kann auf zwei Wege gemessen werden. Entweder über einen Faraday-Cup, der alternierend in den Primärionenstrahl bewegt wird, oder über die Messung des Stroms, der durch das Target abfließt.

Die zweite Methode ist etwas ungenauer, die verwendete Anlage erlaubte aber nur diese Möglichkeit. Sie kann aber nicht zur Tiefenbestimmung bei der Analyse von Isolatorschichten verwendet werden, weil hier der Targetstrom durch Aufladungs- und Entladungseffekte nicht konstant und somit nicht verwertbar ist.

Tiefenkalibrierung

Berechnungen nach Gleichung 4.28 und Gleichung 4.31 können von der realen Tiefe abweichen, wenn die Messung von Primärionenstrom I_p und/oder Kraterfläche A nicht genau sind, die Sputterausbeute Y nicht genau bestimmbar oder die Dichte c nicht bekannt ist. In diesem Fall ist es notwendig, nach Beendigung der SIMS-Messung die Kratertiefe z_{End} mittels eines Stufenmeßgeräts zu vermessen. Für die später gezeigten Messungen wurde das *Dektak II* (Fa. *Sloan*) verwendet. Um diese Tiefe mit der Messung zu korrelieren, gibt es je nach verwendeter Methoden zwei Formeln.

Für den Fall des konstanten Primärionenstroms:

Gleichung 4.32:
$$z(t) = \frac{z_{\text{End}}}{t_{\text{End}}} \cdot t$$

Für den Fall der aufgelaufenen Primärionenladung:

Gleichung 4.33:
$$z(t) = \frac{z_{\text{End}}}{Q_{\text{End}}} \cdot Q(t)$$

Dieses gilt aber nur für Schichtfolgen mit gleicher Dichte und Sputterausbeute. Andersartige bereiten die im folgenden dargestellten Probleme.

Probleme bei der Tiefenkalibrierung

Mischschichten

Wie bereits in Tabelle 4.18 zu sehen ist die Sputterausbeute abhängig vom Targetmaterial. D.h. Messungen von Mischschichten wie z.B. Silizium/Germanium oder Kobalt/Silizium erschweren die Tiefenkalibrierung, da die Ausbeute nicht genau bekannt ist bzw. von der Konzentration abhängt. Dieses Problem ist bei Vorhandensein nur einer Schicht durch eine Tiefenmessung des Kraters zu lösen.

Heterogene Schichtenfolgen

Bei heterogenen Schichtenfolgen vervielfältigt sich das Problem, weil nun die Sputterrate in den jeweiligen Schichten unterschiedlich ist, was wiederum die Skalierung der Tiefenachse schwierig bis unmöglich macht. Nur eine aufwendige Berechnung, bei der die Abhängigkeiten aufgrund der Konzentration berechnet werden, kann zum Ziel führen [94Ato1].

Tiefenauflösung

Die hier verwendete SIMS-Anlage rastert quadratisch und detektiert sequentiell in sogenannten Rahmen (Frames). Die Zeit eines Rahmens t_{Frame} ist einstellbar von 1...99 s. Bei der Analyse wird eine Masse pro Kanal gemessen, der aus einer Anzahl von Rahmen Z_{Frames} (1...99) besteht. Ein Zyklus definiert den Durchlauf aller Kanäle. Die benötigte Zeit t_{Cycle} dazu ist:

Gleichung 4.34:
$$t_{Cycle} = t_{Frame} \cdot \sum_{Channel=1}^{\max} Z_{Frames}(Channel) [s]$$

In dieser Zeit „bohrt“ der Primärionenstrahl den Krater eine gewisse Tiefe Δz_{Cycle} in die Probe, der Wert ist gleichzeitig die maximale Tiefenauflösung (mit Gleichung 4.27):

Gleichung 4.35:
$$\Delta z_{Cycle} = \dot{z} \cdot t_{Cycle} = \frac{n \cdot Y}{e \cdot c} \cdot \frac{I_p \cdot t_{Cycle}}{A} [cm]$$

Somit ergibt sich z.B. bei einer Zykluszeit $t_{Cycle} = 20$ s, einer Kraterfläche $A = 500-500 \mu m^2$ und einem Primärionenstrom $I_p = 50$ nA nach Tabelle 4.19 etwa $\Delta z_{Cycle} = 2.8 \text{ \AA}$.

Die Tiefenauflösung kann erhöht werden, wenn I_p oder t_{Frame} (und damit t_{Cycle}) erniedrigt werden bzw. die Kraterfläche A vergrößert wird. Dadurch sinkt natürlich auch die Sputterrate, so daß die Messung bis in eine bestimmte Tiefe mehr Zeit benötigt. Außerdem ist die Zählrate geringer. Dadurch verschlechtert sich die Statistik bei geringen Konzentrationen des zu analysierenden Isotops (siehe auch Zusammenfassung in Tabelle 4.27).

Konzentrationsskalierung

SIMS ist eine relative Meßmethode, mit der nur Abhängigkeiten von Konzentrationen eines Isotops im Verhältnis zu einer konstanten Matrix bestimmt werden können.

Um eine SIMS-Messung in der Konzentrationsskala zu quantifizieren, ist der Zusammenhang zwischen der Zählrate $N_s(X^+)$ der Sekundärionen und der Dotierkonzentration $c(X)$ notwendig:

$$N_s(X^+) \xrightarrow{?} c(X)$$

Wenn eine Probe (*Matrix*) Dotieratome X mit dem Anteil $n(X)$ enthält, so ist die Zählrate der gesputterten Dotieratome $N_s(X)$:

Gleichung 4.36:
$$N_s(X) = N_s(\text{Matrix}) \cdot n(X) \left[\frac{\text{Atome}}{\text{s}} \right]$$

Die Zahl der Sekundärionen des Dotierstoffes ist abhängig von der Ionisierungswahrscheinlichkeit $\alpha(X^+)$ und dem instrumentenabhängigen Transmissionskoeffizient $\eta(X^+)$. Letzterer wird durch den Massenanalysator und den davor und danach notwendigen Energiefiltern bestimmt. Das Produkt beider wird nutzbare Ionenausbeute $\tau_u(X^+)$ genannt:

Gleichung 4.37:
$$\tau_u(X^+) = \alpha(X^+) \cdot \eta(X^+) \left[\frac{\text{Sekundärionen}}{\text{Atome}} \right]$$

Diese spiegelt das Verhältnis von detektierten Ionen zu gesputterten Atomen wider und kann mit Hilfe von ionenimplantierten SIMS-Standards (Seite 57) bzw. einer Probe mit bekannter Konzentration direkt bestimmt werden.

Mit A als Kraterfläche und a als der Fläche im Krater, in der die Ionen gezählt werden (bestimmt durch das elektronische Tor), ist die Zählrate der Sekundärionen $N_s(X^+)$:

Gleichung 4.38:
$$N_s(X^+) = N_s(\text{Matrix}) \cdot n(X) \cdot \tau_u(X^+) \cdot \frac{a}{A} \left[\frac{\text{Sekundärionen}}{\text{s}} \right]$$

Der Anteil des Dotierstoffes $c(X)$ in der Matrix kann beschrieben werden als:

Gleichung 4.39:
$$c(X) = c(\text{Matrix}) \cdot n(X) \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Daraus folgt mit Gleichung 4.38:

Gleichung 4.40:
$$c(X) = \frac{c(\text{Matrix}) \cdot N_s(X^+)}{N_s(\text{Matrix}) \cdot \tau_u(X^+) \cdot \frac{a}{A}} \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Verknüpft mit Gleichung 4.26 ergibt sich:

Gleichung 4.41:
$$c(X) = \frac{N_s(X^+)}{z \cdot a \cdot \tau_u(X^+)} \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Kalibrierung

Am genauesten ist die Kalibrierung durch Vergleich mit einer Referenzprobe. Unmittelbar im Anschluß nach der Messung der Probe wird diese vermessen. Man erhält folgende Rohdaten:

Probe	Referenz
$N_s(X^+)$	$N_s(X_{Ref}^+)$
$N_s(Matrix^+)$	$N_s(Matrix_{Ref}^+)$

Tabelle 4.20: Rohdaten einer SIMS-Messung

Nun kann aus der bekannten Konzentration in der Referenz die der Probe berechnet werden:

$$\text{Gleichung 4.42: } c(X) = \frac{N_s(X^+)}{N_s(Matrix^+)} \cdot \frac{N_s(Matrix_{Ref}^+)}{N_s(X_{Ref}^+)} \cdot c(X_{Ref}) \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Auch die direkte Kalibrierung mittels eines Implantationsstandards ist möglich. In Abbildung 4.21 ist als Beispiel eine Messung einer Bor-Implantationsreferenz und anschließend zweier konstantdotierter Substrate gezeigt.

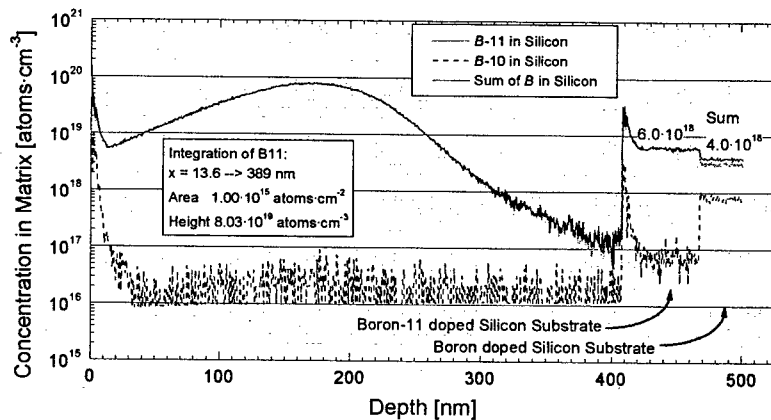


Abbildung 4.21: SIMS-Messung einer Implantationsreferenz und anschließend zweier verschiedener Bor-dotierten Substrate

Hier erfolgt die Kalibrierung auf einem anderen Weg. Die Konzentrationsverteilung des implantierten Bors ^{11}B wird zur Flächenkonzentration n_F aufintegriert.

$$\text{Gleichung 4.43: } n_F = \int_{z_{Start}}^{z_{End}} c(X, z) dz \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^2} \right]$$

Eine Abweichung zu dem durch die Implantation (siehe auch Gleichung 4.22) gegebenen Wert wird durch den Faktor k ausgeglichen.

Gleichung 4.44:
$$k \equiv \frac{n_{F, \text{Real}}}{n_F} = \frac{RSF_{\text{Matrix}, X}}{c(X_{\text{Ref}})}$$

Falls nicht bei jeder Messung eine implantierte Referenz vermessen werden kann, besteht auch die Möglichkeit, auf die Methode der RSFs (Relative Sensitivity Factor) zurückzugreifen. Diese sind wie folgt definiert:

Gleichung 4.45:
$$RSF_{\text{Matrix}, X} = \frac{N_s(\text{Matrix}_{\text{Ref}}^*)}{N_s(X_{\text{Ref}}^*)} \cdot c(X_{\text{Ref}}) \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Damit vereinfacht sich Gleichung 4.42 zu:

Gleichung 4.46:
$$c(X) = \frac{N_s(X^*)}{N_s(\text{Matrix}^*)} \cdot RSF_{\text{Matrix}, X} \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Diese RSFs sind für viele verschiedenen Matrix- und Dotierelemente bestimmt worden [87Ste1] und in Tabellen zusammengefaßt. In Tabelle 4.21 sind einige aufgelistet.

Element	RSF [Atome cm ⁻³] für 6 keV O ₂ ⁺
B	2.6 · 10 ²²
Si	5.0 · 10 ²²
P	2.4 · 10 ²⁴
As	3.9 · 10 ²⁴
Sb	5.8 · 10 ²⁴

Tabelle 4.21: Einige RSFs für Silizium (Quadrupol-SIMS) [89Will]

Sie können für ein Element in verschiedenen Anlagen unterschiedlich sein und sind insbesondere vom Typ des Massenanalysators und von dessen Einstellungen abhängig. Da die Ionisierung der Sekundärionen von der Primärionenenergie abhängig ist, werden dadurch auch die RSFs beeinflusst.

Sensitivität

Die Anzahl der detektierten Sekundärionen Z_s hängt von der Meßzeit und vom eingestellten Tor (Gate) ab.

Abhängig vom Tor g , welches von 10...90% in 10%-Schritten die Kantenlänge des Sputter-Quadrats angibt, beträgt die Meßfläche im Krater a :

Gleichung 4.47:
$$a = A \cdot g^2$$

Ein Massenkanal benötigt die Zeit $t_{\text{Channel}} (=t_{\text{Frame}} \cdot Z_{\text{Frame}})$, somit beträgt die Anzahl Z_s :

Gleichung 4.48:
$$Z_s = N_s(X^*) \cdot t_{\text{Channel}} \cdot g^2 \text{ [Sekundärionen]}$$

Das untere Limit ist, ohne Berücksichtigung von Rauschen, $Z_{s, \text{min}} = 1$ secondary ion. Daraus folgt:

Gleichung 4.49:
$$N_{s, \text{min}}(X^*) = \frac{1}{t_{\text{Channel}} \cdot g^2} \left[\frac{\text{Sekundärionen}}{\text{s}} \right]$$

Gleichung 4.41 mit $t_{Channel}$ erweitert, ergibt:

$$\text{Gleichung 4.50: } c(X) = \frac{N_s(X^+) \cdot t_{Channel}}{\Delta z_{Channel} \cdot a \cdot \tau_u(X^+)} \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

mit Gleichung 4.35, Gleichung 4.47 und Gleichung 4.49 verknüpft, ergibt sich:

$$\text{Gleichung 4.51: } c_{\min}(X) = \frac{e \cdot c(\text{Matrix})}{(n \cdot Y) \cdot I_p \cdot t_{Channel} \cdot g^4 \cdot \tau_u(X^+)} \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Die minimal nachweisbare Konzentration kann somit erniedrigt werden, wenn der Primärionenstrom I_p oder die Meßzeit des Kanals $t_{Channel}$ erhöht bzw. das Tor g vergrößert werden. Jedoch wirken sich die beiden ersten Parameter direkt negativ auf die Tiefenauflösung aus (Sputtertiefe pro Kanal wird erhöht). Die Vergrößerung des Tors indirekt, da dadurch mehr Ionen von der Kraterwand mitgezählt werden (siehe auch Tabelle 4.27).

Tabelle 4.22 zeigt reale, aber nicht unbedingt typische Parameter einer SIMS-Messung. Der Primärionenstrom läßt sich abhängig von der Aufgabenstellung im Bereich von etwa 50...500 nA einstellen, auch die Meßzeit eines Kanals ist variabel.

Variable	Wert	Kommentar
Sputter-Ausbeute Y	0.28	12 keV O_2^+ auf Silizium bei senkrechtem Einfall
Wertigkeit n	2	O_2^+
Primärionenstrom I_p	200 nA	ausgewählt
Meßzeit eines Kanals $t_{Channel}$	5 s	ausgewählt
Ionenausbeute τ_u	$2 \cdot 10^{-5}$	Quadrupol Massenanalysator [89Vic1]

Tabelle 4.22: Reale Parameter einer SIMS-Messung zur Bestimmung der Sensitivität

Die minimale bestimmbare Konzentration nach Gleichung 4.51, abhängig von der Einstellung des Tors, ist in Tabelle 4.23 gezeigt. Diese Werte müssen noch durch die relative Häufigkeit geteilt werden, falls Isotope eines Atoms gemessen werden. Außerdem ist τ_u nicht für alle Elemente konstant.

Tor g [%]	$c_{\min}(X)$ [Atome·cm ⁻³]
10	$7.2 \cdot 10^{18}$
20	$4.5 \cdot 10^{18}$
30	$8.9 \cdot 10^{16}$
40	$2.8 \cdot 10^{16}$
50	$1.2 \cdot 10^{16}$

Tabelle 4.23: Minimale theoretische Sensitivität bei einem SIMS-Quadrupol-Massenanalysator abhängig von der Einstellung des Tors, bezogen auf die Werte aus Tabelle 4.22

Durch Verknüpfen von Gleichung 4.40, Gleichung 4.46 und Gleichung 4.47 kann eine unbekannte nutzbare Ionenausbeute auch bestimmt werden:

$$\text{Gleichung 4.52: } \tau_u(X^+) = \frac{c(\text{Matrix})}{RSF_{\text{Matrix}, X} \cdot g^2} \left[\frac{\text{Sekundärionen}}{\text{Atome}} \right]$$

Masseninterferenzen

Während des Sputterns entstehen nicht nur Sekundärionen sondern auch ionisierte Moleküle. Diese werden ebenfalls mitgezählt, falls sie die gleiche Masse wie ein zu zählendes Isotop haben. Diese Erscheinung wird Masseninterferenz genannt.

Die benutzte Anlage verwendet als Massenseparator ein Quadrupol. Da hier die Auflösung einzelner Massen $m/\Delta m$ gering ist (Tabelle 4.16), können keine Ionen oder ionisierte Moleküle gleicher Massenzahl aufgelöst werden. TOF-SIMS dagegen könnte diese aufgrund seiner hohen Massenauflösung und den geringen aber vorhandenen Unterschieden ihrer Bindungsenergien, was sich in ihrer Masse bemerkbar macht, trennen. Diese Art von SIMS-Anlage hat aber Nachteile in Bezug auf Tiefenprofile aufgrund des alternierenden Sputtervorgangs und der niedrigen Abtragraten.

Ionisierte Moleküle haben eine geringere Bildungswahrscheinlichkeit als Ionen, so daß in der Regel diese nur aus häufig vorkommender Isotopen bestehen. Dies sind zum einen Bestandteile des Primärionenstrahls (z.B. ^{16}O , ^{131}Cs) bzw. Verunreinigungen aus der Ionenquelle (Tabelle 4.24), zum anderen Isotope aus der Matrix (z.B. ^{28}Si , ^{59}Co , ^{70}Ge , ^{72}Ge , ^{74}Ge).

Primärion	Verunreinigungen aus der Ionenquelle
O_2^+	^1H , ^{12}C , ^{14}N , ^{27}Al
Cs^+	^{23}Na , ^{39}K

Tabelle 4.24: Typische Verunreinigungen aus der Primärionenquelle bei SIMS

Nahezu jede erdenkliche Kombination aus den vorhandenen Isotopen dieser Elemente kann entstehen und so eine nicht unerhebliche Zahl von Massen belegen. Typische Massenspektren resultierend aus einem Primärionenstrahl aus O_2^+ auf verschiedene Silizium-Substrate sind in Abbildung 4.22 gezeigt.

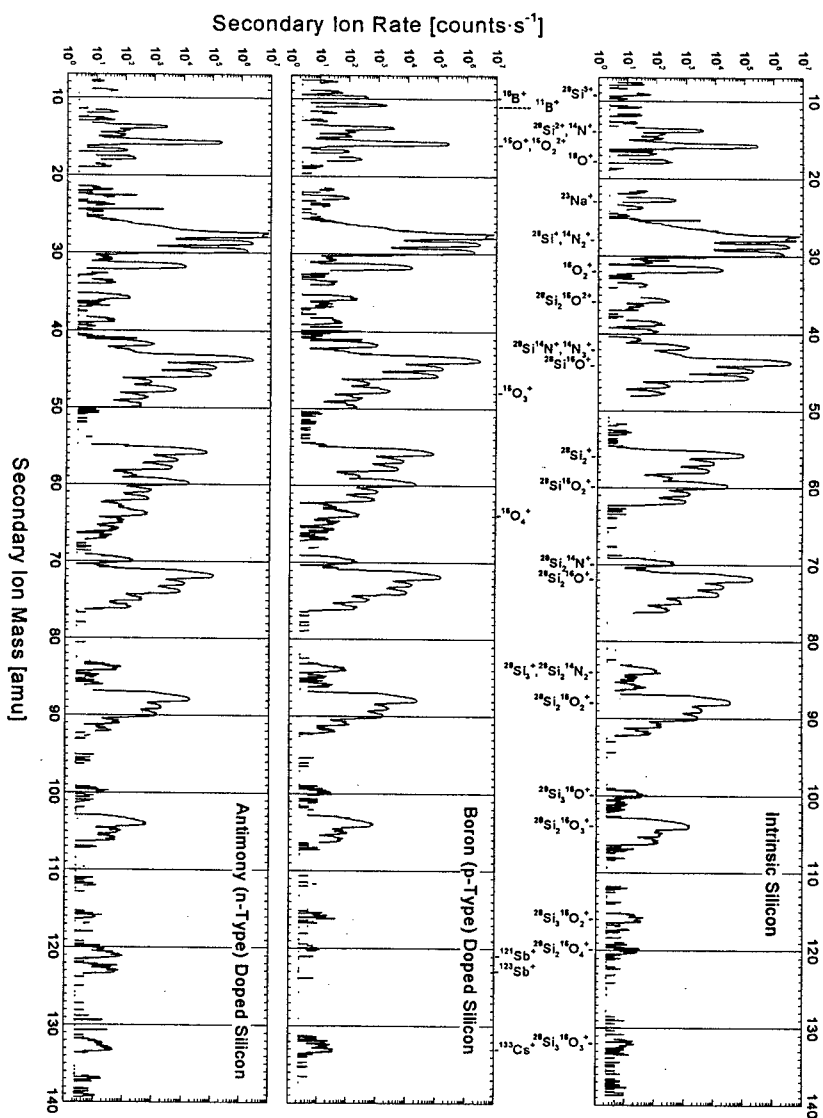


Abbildung 4.22: SIMS-Massenscan verschiedener Substrate

SIMS-Spektrumsimulator

Man kann die möglichen Interferenzmoleküle simulieren, dazu müssen jedoch alle möglichen Isotope berücksichtigt werden.

Zu diesem Zweck wurde im Rahmen dieser Dissertation der SIMS-Massenspektrum-Simulator *SIMSSIMU* mit graphischer Ausgabe programmiert. Er ist sowohl in der Programmiersprache C (standalone), als auch in PASCAL (Bibliothek zum Einbinden – ohne Graphik) vorhanden. In der standalone-Version können bis zu 15 verschiedene Atome oder Moleküle (auch doppelt ionisiert) eingegeben werden, als Ausgabe erhält man die numerischen Werte der Häufigkeit und ein Spektrum mit den relativen Höhen. Hiermit können sehr schnell (ein Programmdurchlauf benötigt etwa 2 s) mögliche Interferenzen beurteilt werden.

In Tabelle 4.25 sind Interferenzen aufgezeigt, die bei SIMS-Messungen an Proben aus der Silizium-Technologie vorkommen können.

Masse [amu]	Ion	Interferenz	Matrix	Primärion
10	$^{10}\text{B}^+$	$^{30}\text{Si}^3+$	Si	beliebig
11	$^{11}\text{B}^+$	$^{10}\text{B}^1\text{H}^+$	jede	beliebig
30	$^{30}\text{Si}^+$	$^{29}\text{Si}^1\text{H}^+$	Si	beliebig
31	$^{31}\text{P}^+$	$^{30}\text{Si}^1\text{H}^+$	Si	beliebig
59	$^{59}\text{Co}^+$	$^{29}\text{Si}^{30}\text{Si}^+$	Si	beliebig
70	$^{70}\text{Ge}^+$	$^{12}\text{C}^{28}\text{Si}^{30}\text{Si}^+$	Si	Sauerstoff
70	$^{70}\text{Ge}^+$	$^{14}\text{N}^{28}\text{Si}_2^+$	Si	beliebig
70	$^{70}\text{Ge}^+$	$^{27}\text{Al}_2^{16}\text{O}^+$	jede	Sauerstoff
72	$^{72}\text{Ge}^+$	$^{28}\text{Si}_2^{16}\text{O}^+$	Si	Sauerstoff
74	$^{74}\text{Ge}^+$	$^{28}\text{Si}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	Si	Sauerstoff
75	$^{75}\text{As}^+$	$^{29}\text{Si}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	Si	Sauerstoff
75	$^{75}\text{As}^+$	$^{74}\text{Ge}^1\text{H}^+$	Ge	Sauerstoff
121	$^{121}\text{Sb}^+$	$^{75}\text{As}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	Si (As dot.)	Sauerstoff
121	$^{121}\text{Sb}^+$	$^{28}\text{Si}^{29}\text{Si}^{16}\text{O}_4^+$	Si	Sauerstoff
121	$^{121}\text{Sb}^+$	$^{29}\text{Si}^{78}\text{Ge}^{16}\text{O}^+$	$\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$	Sauerstoff
123	$^{123}\text{Sb}^+$	$^{29}\text{Si}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}_4^+$	Si	Sauerstoff
123	$^{123}\text{Sb}^+$	$^{29}\text{Si}^{78}\text{Ge}^{16}\text{O}^+$	$\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$	Sauerstoff

Tabelle 4.25: SIMS-Masseninterferenzen bei Silizium und O_2^+ -Primärionen nach [89Will] und eigenen Erfahrungen

Um den Einfluß der Interferenzen abschätzen zu können, wird die häufigste Komponente bei einem Tiefenprofil zusätzlich erfaßt. Mit der relativen Häufigkeit (Tabelle 4.26) läßt sich dann eine Korrektur errechnen.

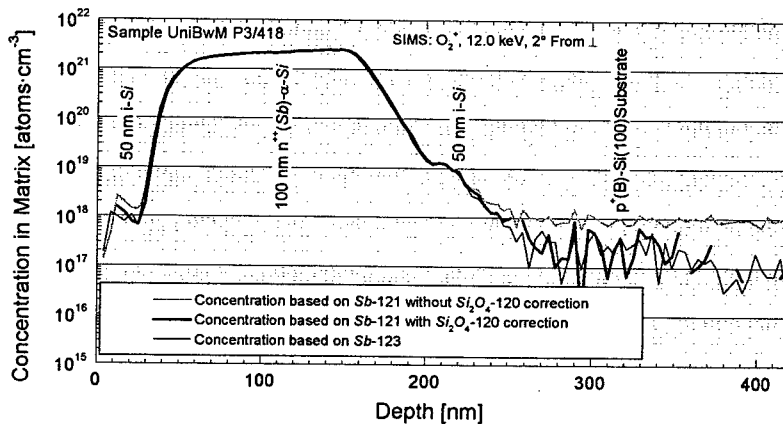
Masse [amu]	Ion	Interferenz		"Master" zur Korrektur		
		Molekül-Ion	Relative Häufigkeit	Masse [amu]	Molekül-Ion	Rel. Häufigkeit
10	$^{10}\text{B}^+$	$^{30}\text{Si}^{3+}$	$3.80 \cdot 10^{-5}$	9.3	$^{28}\text{Si}^{3+}$	1
59	$^{59}\text{Co}^+$	$^{29}\text{Si}^{30}\text{Si}^+$	0.0034279	56	$^{28}\text{Si}_2^+$	1
70	$^{70}\text{Ge}^+$	$^{12}\text{C}^{28}\text{Si}^{30}\text{Si}^+$	0.0709776	68	$^{12}\text{C}^{28}\text{Si}_2^+$	1
72	$^{72}\text{Ge}^+$	$^{28}\text{Si}_2^{16}\text{O}^+$	1	73	$^{28}\text{Si}^{29}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	0.1023532
74	$^{74}\text{Ge}^+$	$^{28}\text{Si}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	0.0718894	72	$^{28}\text{Si}_2^{16}\text{O}^+$	1
75	$^{75}\text{As}^+$	$^{29}\text{Si}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	0.0036603	72	$^{28}\text{Si}_2^{16}\text{O}^+$	1
121	$^{121}\text{Sb}^+$	$^{75}\text{As}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	0.0356478	119	$^{75}\text{As}^{28}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	1
121	$^{121}\text{Sb}^+$	$^{28}\text{Si}^{29}\text{Si}^{16}\text{O}_4^+$	0.1035561	120	$^{28}\text{Si}_2^{16}\text{O}_4^+$	1
121	$^{121}\text{Sb}^+$	$^{28}\text{Si}^{76}\text{Ge}^{16}\text{O}^+$	0.0107049	118	$^{28}\text{Si}^{74}\text{Ge}^{16}\text{O}^+$	1
123	$^{123}\text{Sb}^+$	$^{75}\text{As}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	0.0000674	119	$^{75}\text{As}^{28}\text{Si}^{16}\text{O}^+$	1
123	$^{123}\text{Sb}^+$	$^{29}\text{Si}^{30}\text{Si}^{16}\text{O}_4^+$	0.0043672	120	$^{28}\text{Si}_2^{16}\text{O}_4^+$	1
123	$^{123}\text{Sb}^+$	$^{29}\text{Si}^{76}\text{Ge}^{16}\text{O}^+$	$2.38 \cdot 10^{-5}$	118	$^{28}\text{Si}^{74}\text{Ge}^{16}\text{O}^+$	1

Tabelle 4.26: Relative Häufigkeit verschiedener SIMS-Masseninterferenzen (errechnet mit SIMSSIMU)

Zum Beispiel ist bei der Messung von Antimon in Silizium die Zählrate von Si_2O_4^+ nicht immer so niedrig, wie beim Massenscan in Abbildung 4.22 zu sehen. Im Unterschied zu einem kurzen Scan sind beim Tiefenprofil die obersten Atomlagen im Krater mit Sauerstoff angereichert, was zu einer wesentlichen Erhöhung der Emission von Si_2O_4^+ führt. Aufgrund dessen ist eine Korrektur der Antimon-Zählrate nötig. Basierend auf Gleichung 4.46 wird zur Konzentrationsbestimmung die Zählrate korrigiert. Im Falle von ^{121}Sb ergibt sich dann für die reale Atomkonzentration:

$$\text{Gleichung 4.53: } c(^{121}\text{Sb}) = \frac{N_s(^{121}\text{Sb}^+) - N_s(^{28}\text{Si}_2^{16}\text{O}_4^+) \cdot 0.1036}{N_s(^{30}\text{Si}^+)} \cdot \text{RSF}_{\text{Si}, ^{121}\text{Sb}} \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$$

Die Auswirkungen sind in Abbildung 4.23 zu sehen.

Abbildung 4.23: SIMS-Messung - Vergleich von der Bestimmung einer Antimon-Konzentration ohne und mit Korrektur von Si_2O_4^+

Ohne Korrektur beträgt der Antimon-„Hintergrund“ basierend auf ^{121}Sb etwa $1 \cdot 10^{18} \text{ Atome} \cdot \text{cm}^{-3}$, nachher unter $2 \cdot 10^{17} \text{ Atome} \cdot \text{cm}^{-3}$, zudem stimmt die Konzentration mit der auf ^{123}Sb basierenden überein.

Berechnung der Flächenkonzentration einer Deltaschicht

Ideale Deltaschichten besitzen keine Volumenkonzentration, da sie ideal dünn sind. Es wird daher eine Flächenkonzentration angegeben. Mit SIMS kann man jedoch nur Volumenkonzentrationen messen, somit ist eine Umrechnung nötig.

Voraussetzung zur Berechnung der Flächenkonzentration einer Deltaschicht ist, daß bereits ein kalibriertes Tiefenprofil der Volumenkonzentration vorliegt mit:

- Tiefenskalierung: $z \text{ [nm]}$ mit dem Beginn und Ende des Deltas $z_{\text{Start}}, z_{\text{End}} \text{ [nm]}$
- Konzentrationskala: $c(z) \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^3} \right]$

Die gesuchte Flächenkonzentration n_F ergibt sich aus:

Gleichung 4.54:
$$n_F = 10^{-7} \cdot \int_{z_{\text{Start}}}^{z_{\text{End}}} c(z) dz \left[\frac{\text{Atome}}{\text{cm}^2} \right]$$

Das benötigte Integral läßt sich auf einfache Weise mit Hilfe einer wissenschaftlichen Tabellenkalkulation numerisch berechnen. Der Faktor 10^7 entsteht durch die Umrechnung der Tiefenskalierung von nm in cm.

Probleme des Tiefenprofils

Die Dotierstoff-Flanken aufeinanderfolgender Schichten in einem Tiefenprofil werden auf verschiedene Weise beeinflusst [82Mag1]:

Steigende Flanke - *Leading Edge*

Als *Leading Edge* bezeichnet man die oberflächennahe Kante eines Dotierprofils. Diese wird während des Sputterns von der Oberfläche zuerst erreicht. Idealerweise ist sie senkrecht, die reale Steigung resultiert aus folgenden Effekten:

- Rauhigkeit des Kraterbodens

Die Rauhigkeit der Oberfläche bildet sich beim Sputtern auf den aktuellen Kraterboden ab. Zudem wird sie durch das Sputtern erhöht, somit ist die effektive Meßtiefe nicht gleich der Sputtertiefe aus Gleichung 4.35, sondern nimmt im Laufe eines Tiefenprofils zu [92Ish1]. Dieser Effekt kann gut an einem Dreifach-Delta-Schichtsystem demonstriert werden (Abbildung 4.31).

- Inhomogenität der Stromdichte über die Kraterfläche

Der Primärionenstrahl ist gut fokussiert (einige μm , abhängig von der Ionensorte und der Art der Erzeugung) und wird elektrostatisch abgelenkt, so daß er durch Sputtern einen quadratischen (bei manchen Anlagen auch runden) Krater erzeugt. Mögliche

positionsabhängige Inhomogenitäten in der Stromdichte erzeugen über die gesamte Kraterfläche einen schiefen Kraterboden. Dadurch wird z.B. bei einer dünnen Schicht beim Rastern ein Teil erst später gemessen

- *Knock-on bzw. Ion Mixing*

Primärionen geben Energie und Impuls an das Targetmaterial weiter und können deshalb auch nachzuweisende Atome in das Target hineintreiben [84Lid1]. Da der Energie/Impulsübertrag bei ähnlich schweren Teilchen am größten ist, hängt die Stärke dieses Effekts von der Art der Primärionen und der Targetzusammensetzung ab.

- *Sequentielle Datenerfassung*

Die Meßdaten der einzelnen Kanäle wird sequentiell erfaßt, d.h. während ein Isotop gemessen wird, wird weiterhin Material aus dem Krater gesputtert, daß nicht nach anderen Isotopen hin untersucht werden kann (Gleichung 4.35).

Fallende Flanke - *Trailing Edge*

Als *Trailing Edge* bezeichnet man die oberflächenferne Kante eines Dotierprofils. Auch sie ist idealerweise senkrecht, die reale Steigung resultiert aus den gleichen Effekten wie bei der *Leading Edge*, zusätzlich existieren noch folgende Effekte:

- *Segregation*

Hierbei „schwimmt“ das freigelegte Targetmaterial auf dem Kraterboden auf anstatt abgesputtert zu werden. Dieser Effekt ist abhängig von der Art der Primärionen, des Targetmaterials und dem Sputterwinkel. Beispiele sind hierfür *Co* (stark) und *Ge* (schwach) bei einer Silizium-Matrix mit Sauerstoff als Primärion. Unter diesen Verhältnissen erhöht sich die Löslichkeit dieser Materialien in der beim Sputtern entstehenden dünnen SiO_2 -Schicht und werden durch die Erhöhung des chemischen Potentials schlechter gesputtert.

- *Selektives Sputtern*

Bei Schichten aus verschiedenen Materialien kann die Sputterausbeute für die einzelnen Atome unterschiedlich sein, d.h. ein Teil der Mischung wird schneller gesputtert als der andere [84Lid1].

- *Fokus des Primärionenstrahls*

Je schlechter der Fokus, desto flacher wird die Wand des Kraters. Der Rand des Strahls ionisiert nun auch Material aus den Flanken des Kraters.

- *Präzipitate oder Minikristallite*

Unter Umständen können beim Sputtern mit Sauerstoff harte Verbindungen entstehen, deren Sputterkoeffizient sich dadurch drastisch verkleinert. Diese können nun als kleine Präzipitate im Kraterboden die Konzentrationsauflösung nach unten stark beeinträchtigen [82Tsu1], da ein geringer Teil weiterhin mitgemessen wird.

- *Memory Effect*

Beim Sputtern von abwechselnden Schichtsystemen kann es vorkommen, daß sich Material an den Blenden ablagert, welches dann davon wieder von reflektierten Ionen abgesputtert wird und sich wieder auf der Oberfläche des Kraters ablegt [84Cle1].

Um die Stärke der Effekte werten zu können, werden abrupte Schichtübergänge vermessen und die Steilheit der Dotierstoff-Profilkanten ausgewertet.

Steilheit der Dotierstoff-Profilkanten

Die Steilheit der jeweiligen Kante wird durch die maximale Steigung der Tangenten an der Kante bestimmt (Maximum bzw. Minimum der 1. Ableitung). Diese Steigung kann auf mehrere Arten angegeben werden, üblich ist die Angabe als *Decay Length (DL)* in nm pro Dekade. Sie sagt aus, nach wieviel Tiefe die Konzentration um eine Größenordnung gesunken ist und wird wie folgt bestimmt:

Gleichung 4.55:
$$DL(z) = \left| \left(\frac{d}{dz} \log \left(c(z) \cdot \frac{\text{cm}^3}{\text{Atome}} \right) \right)^{-1} \right| \left[\frac{\text{nm}}{\text{Dekade}} \right]$$

Zusammenfassung

Eine Zusammenfassung der Auswirkungen bei Variationen von wichtigen Parametern einer SIMS-Messung zeigt Tabelle 4.27:

Parameter	Änderung	Sputterrate	Tiefenauflösung	Sekundärionen
Primärionenenergie E_p	↑ ↓	↑ ↓ schwach	↓ ↑ knock-on	~ =
Primärionenstrom I_p	↑ ↓	↑ ↓ ~ I_p	↓ ↑ Sputterrate	↑ ↓ Ausbeute ~ I_p
Kraterfläche A	↑ ↓	↓ ↑ ~ A^{-1}	↑ ↓ Sputterrate	=
Zeit pro Masse t_{channel}	↑ ↓	= =	↓ ↑ Δz pro Zyklus	↑ ↓ Statistik ~ t_{channel}
Elektronisches Tor g	↑ ↓	= =	↓ ↑ Kraterand	↑ ↓ Statistik ~ g^4

Tabelle 4.27: Auswirkungen bei Variation von wichtigen Parameter einer SIMS-Messung

Charakterisierung der Meßmethode

Zur Charakterisierung von SIMS wurden mit Hilfe der Molekularstrahlepitaxie hergestellte Proben verwendet. Der Vorteil besteht in der möglichen Schichtvielfalt, unterschiedliche Dicken und Dotierungen können auf einfache Art und Weise hergestellt werden.

Volumenkonzentration

Für die Konstanz der Analyse der Volumenkonzentration wurden Dotierstoff-Treppenprofile (Schema siehe Abbildung 4.24) verwendet.

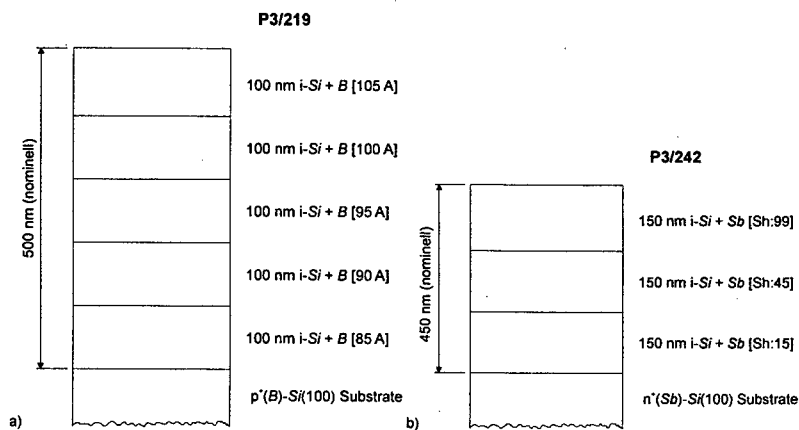


Abbildung 4.24: Schichtaufbau der in Treppenform dotierten Schichten mit
a) Bor [verschiedene Heizströme der Zelle] und b) Antimon [verschiedene Shutteröffnungen der Zelle]

Die Konzentrationen der Plateaus sind mit Hilfe einer externen Referenz bestimmt und in Tabelle 4.28 gezeigt.

Messung der Probe		Bor-Konzentration [Atome·cm ⁻³]					
		Strom der B-Zelle beim Schichtwachstum [A]					Substrat
		105	100	95	90	85	
30.08.1995	P3_219A	$1.6 \cdot 10^{19}$	$6.5 \cdot 10^{18}$	$2.4 \cdot 10^{18}$	$7.3 \cdot 10^{17}$	$2.3 \cdot 10^{17}$	$2.4 \cdot 10^{18}$
05.09.1997	P3_219-1	$1.7 \cdot 10^{19}$	$7.0 \cdot 10^{18}$	$2.5 \cdot 10^{18}$	$8.0 \cdot 10^{17}$	$2.3 \cdot 10^{17}$	$2.4 \cdot 10^{18}$
06.03.1998	P3_219B	$1.5 \cdot 10^{19}$	$6.3 \cdot 10^{18}$	$2.4 \cdot 10^{18}$	$7.7 \cdot 10^{17}$	$2.3 \cdot 10^{17}$	$2.4 \cdot 10^{18}$
06.03.1998	P3_219C	$1.6 \cdot 10^{19}$	$6.6 \cdot 10^{18}$	$2.6 \cdot 10^{18}$	$8.0 \cdot 10^{17}$	$2.1 \cdot 10^{17}$	$2.5 \cdot 10^{18}$

Tabelle 4.28: Meßergebnisse von Bor-Dotierstufen in Silizium (P3/219) zu verschiedenen Zeitpunkten

In Abbildung 4.25 sind exemplarisch zwei Messungen für Bor gezeigt. Es ist anhand der niedrigen Standardabweichung σ zu sehen, daß die Konzentration von Bor sehr reproduzierbar bestimmt werden kann (Abbildung 4.26a).

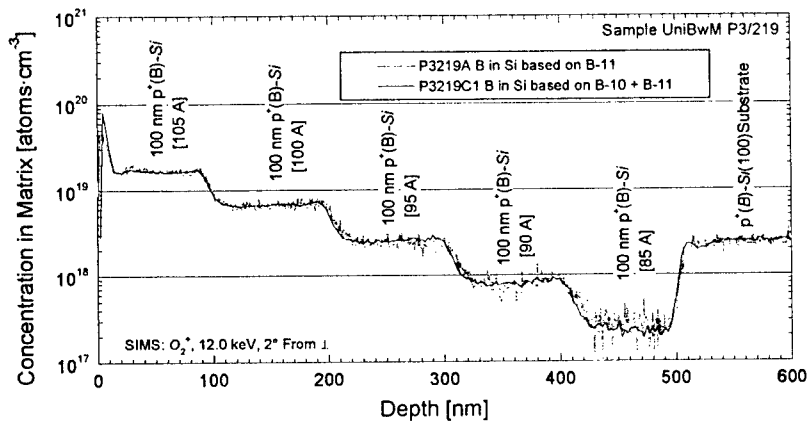


Abbildung 4.25: SIMS-Messung von mit Bor in Treppenform dotierte Silizium-Schichten

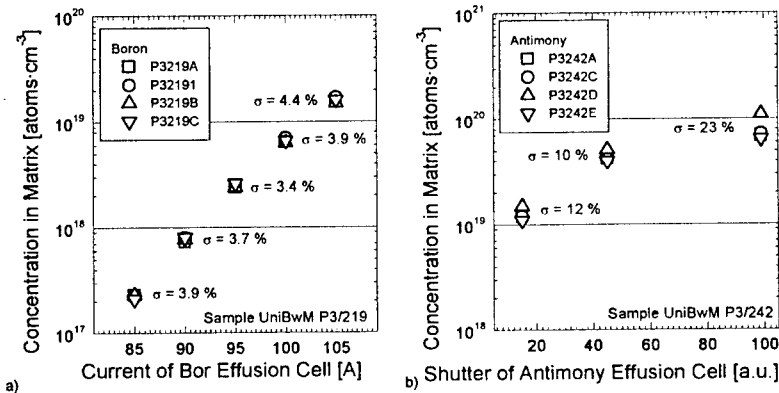


Abbildung 4.26: Abweichungen der Höhen der a) Bor- und b) Antimon-Plateaus

Gleiches wurde für Antimon durchgeführt. Hier ist zu sehen, daß es durchaus zu Abweichungen bei der Konzentrationsbestimmung kommen kann (Abbildung 4.26b). Die Werte in Tabelle 4.29 zeigen eine Abweichung von etwa Faktor 1.3.

Messung der Probe		Antimon-Konzentration [Atome cm ⁻³]			
		Shutterstellung der Sb-Zelle beim Schichtwachstum [a.u.]			Substrat
		99	45	15	
24.10.1995	P3_242A	6.9·10 ¹⁹	4.2·10 ¹⁹	1.2·10 ¹⁹	2.7·10 ¹⁸
05.09.1997	P3_242C	7.2·10 ¹⁹	4.2·10 ¹⁹	1.2·10 ¹⁹	2.7·10 ¹⁸
11.02.1998	P3_242D	1.1·10 ²⁰	5.1·10 ¹⁹	1.5·10 ¹⁹	2.7·10 ¹⁸
11.02.1998	P3_242E	6.4·10 ¹⁹	4.0·10 ¹⁹	1.1·10 ¹⁹	2.7·10 ¹⁸

Tabelle 4.29: Meßergebnisse der Antimon-Dotierstufen in Silizium (P3/242) zu verschiedenen Zeitpunkten

Drei Messungen sind in Abbildung 4.27 zu sehen.

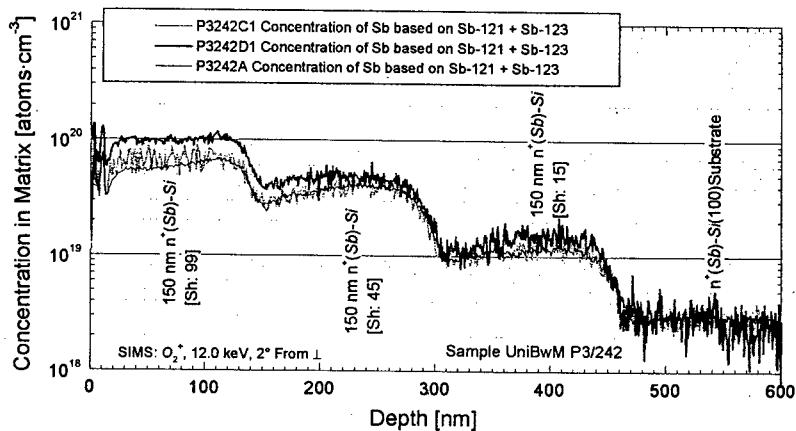


Abbildung 4.27: SIMS-Messung von mit Antimon in Treppenform dotierte Silizium-Schichten

Die Reproduzierbarkeit der Konzentrationsbestimmung von Antimon ist aufgrund folgender Tatsachen erschwert:

- Niedrigere Ionisierungswahrscheinlichkeit beim Sputtern mit O_2^+ als Primärion aufgrund der höheren Elektronegativität, dieses resultiert in einer schlechteren Statistik
- Masseninterferenz mit Si_2O_4 bei O_2^+ als Primärion (Tabelle 4.25)
- Niedrigere Transmission des Quadrupols bei hohen Massen

Mit Cs^+ als Primärion würden a) und b) vermieden werden, jedoch tritt dann das Problem a) für Bor aufgrund seiner Elektropositivität auf. Zur Messung von abwechselnden Dotierverläufen ist O_2^+ besser geeignet.

Zusammenfassend kann davon ausgegangen werden, daß mit SIMS bestimmte Konzentrationen (bei Verwendung einer Referenz) bei Bor über Jahre hinweg die Abweichung unter 5 % liegt, bei Antimon etwa 10-12 %, im ungünstigen Fall bis zu über 20 %.

Tiefenauflösung

Zur Bestimmung der Tiefenauflösung wurden spezielle Schichtsysteme mit MBE hergestellt. Diese bestehen aus dotierten Doppelschichten mit einem definierten Zwischenraum, der schematische Schichtaufbau ist in Abbildung 4.28 zu sehen.

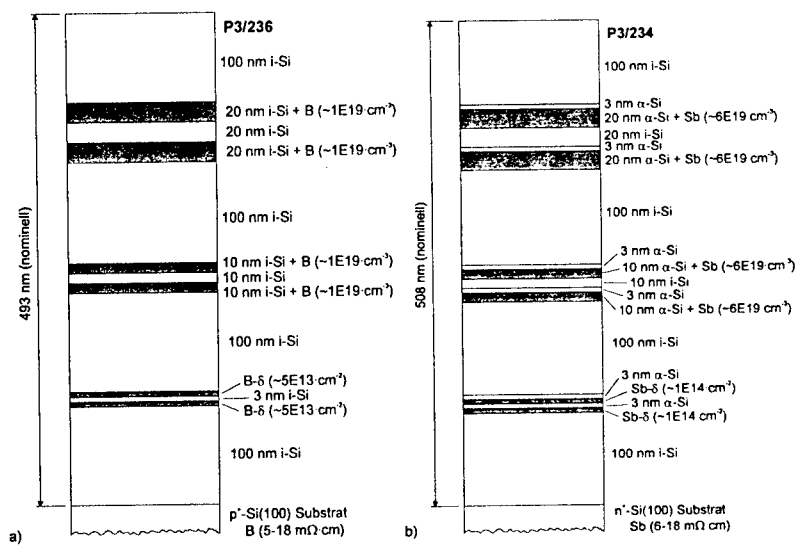


Abbildung 4.28: Schichtaufbau der a) Bor- und b) Antimon-dotierten Doppelschichten

Die SIMS-Messungen dieser Schichtsysteme sind in Abbildung 4.29 und Abbildung 4.30 gezeigt.

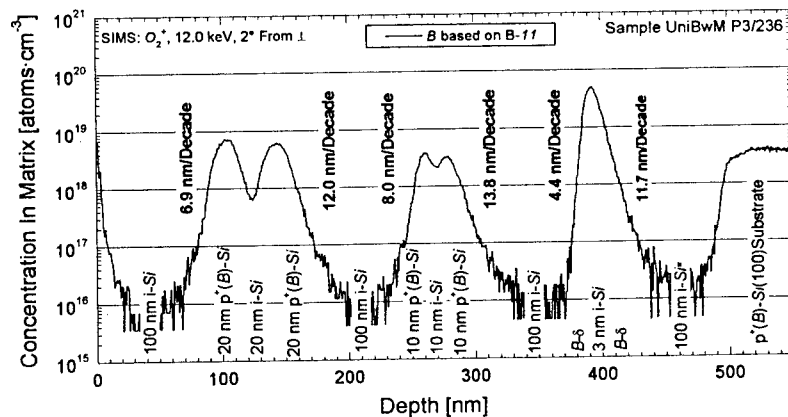


Abbildung 4.29: SIMS-Messung einer MBE-Schichtfolge zum Test der Bor-Tiefenauflösung

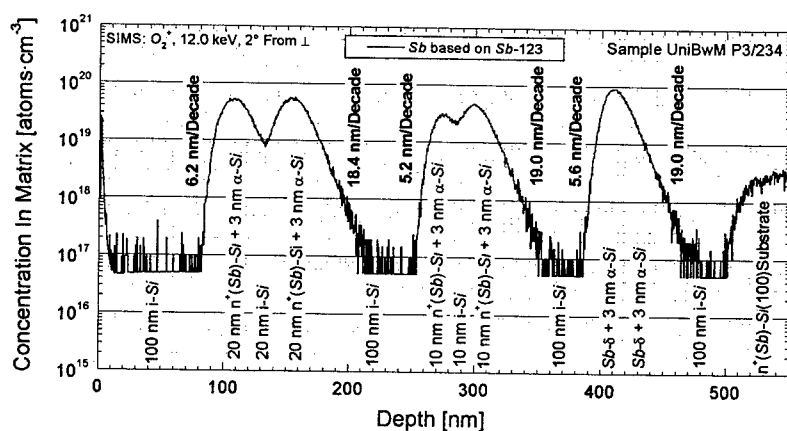


Abbildung 4.30: SIMS-Messung einer MBE-Schichtfolge zum Test der Antimon-Tiefenauflösung

Um Veränderungen in der Tiefenauflösung festzustellen, werden Messungen von Delta-Dotierverläufe in zeitlichen Abständen wiederholt. Die Messungen von Antimon-Deltaschichten in Abbildung 4.31 zeigen anhand der Deckung der steigenden und fallenden Flanken, daß die verwendete SIMS-Anlage auch nach mehreren Jahren bei den identischen Einstellungen noch die gleiche Tiefenauflösung besitzt.

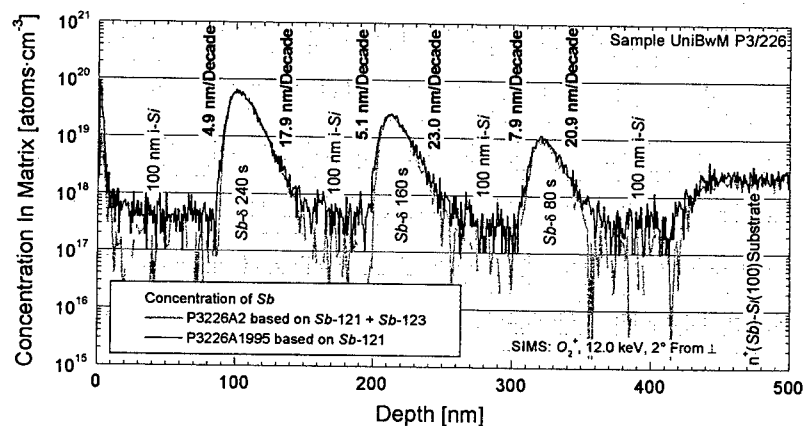


Abbildung 4.31: SIMS-Messung von Antimon-Deltaschichten in Silizium

Die Werte der steigenden und fallenden Flanken der Messungen sind in Tabelle 4.30 gezeigt und durch grafische Auswertung (Steigung der Tangente) bestimmt. Diese Methode besitzt den angegebenen Fehler. Eine numerische Auswertung ist aufgrund des Rauschens nicht möglich, denn ein dazu nötiges vorheriges Glätten flacht die Flanken ab.

Flanke (Edge)	Probe	Dotier- stoff	Anlage	Minimum [nm/Dekade]	Maximum [nm/Dekade]	Fehler [nm/Dekade]
steigend (Leading)	P3/226	Sb	Atomika	4.9	7.9	± 0.2
	P3/234	Sb	Atomika	5.2	6.2	± 0.2
			Cameca	2.5	5.4	± 0.3
	P3/236	B	Atomika	4.4	8.0	± 0.2
			Cameca	3.5	7.7	± 0.3
fallend (Trailing)	P3/226	Sb	Atomika	17.9	23.0	± 0.2
	P3/234	Sb	Atomika	18.4	19.0	± 0.2
			Cameca	8.9	11.3	± 0.3
	P3/236	B	Atomika	11.7	13.8	± 0.2
			Cameca	9.3	10.9	± 0.3

Tabelle 4.30: Flankensteilheiten (Tiefenauflösungs-Test)

Die Steilheiten der steigenden Flanken gleichen sich für Bor und Antimon in etwa, die der fallenden Flanken jedoch sind bei Bor *knock-on*-bedingt höher. Die Tiefenauflösung ist in beiden Fällen etwa gleich, 10 nm können gerade noch aufgelöst werden.

Zum Vergleich sind auch noch SIMS-Messungen der Proben von einer *Cameca*-Anlage in Abbildung 4.32 und Abbildung 4.33 gezeigt.

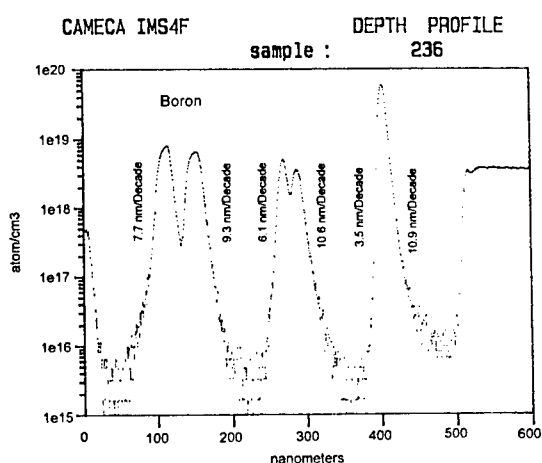


Abbildung 4.32: SIMS-Messung zum Test der Bor-Tiefenauflösung - Cameca-Anlage (Fa. Gemetec)

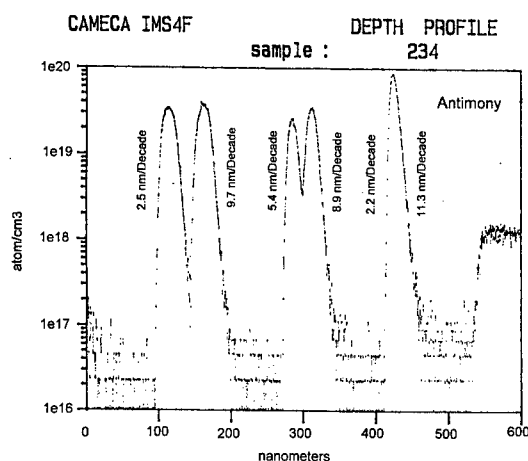


Abbildung 4.33: SIMS-Messung zum Test der Antimon-Tiefenauflösung - Cameca-Anlage (Fu. Gemetec)

Die Flanken sind hier aufgrund niedrigerer Energie der Primärionen und eines anderen Sputterwinkels etwas steiler.

Auf einer TEM-Aufnahme (Abbildung 4.34) sind die drei Antimon-Deltas gerade noch zu sehen.

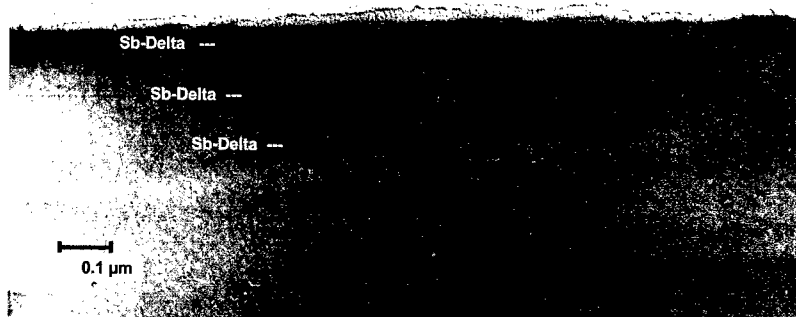


Abbildung 4.34: TEM-Aufnahme einer MBE-Schichtfolge mit 3 Antimon-Deltas (P3/226)

Messungen von Deltas mit verschiedenen Primärionenenergien sind für Bor in Abbildung 4.35 und für Antimon in Abbildung 4.36 dargestellt. Charakteristisch für die Höhe der Primärionenenergie ist der etwas spätere Beginn der steigenden Flanke, wobei die Steigung in etwa gleich ist. Die fallende Flanke dagegen ist steiler, was aufgrund des *knock-on*-Effekts zu erwarten ist.

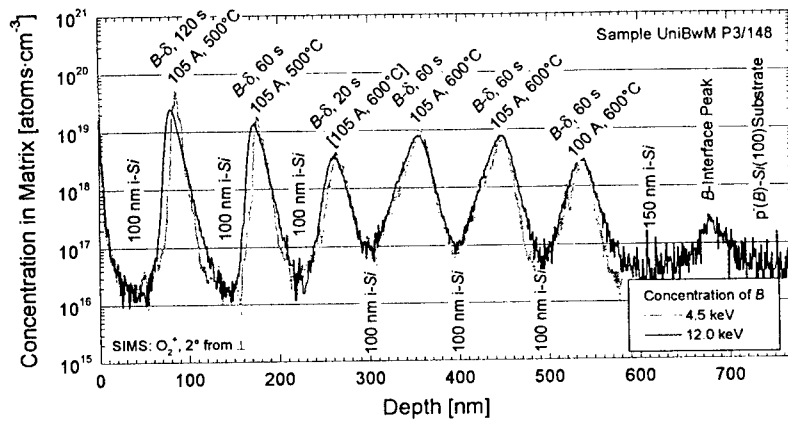


Abbildung 4.35: SIMS-Messung von Bor-Deltaschichten bei verschiedenen Primärionenenergien

Die Berechnung der Flächenkonzentrationen der Bor-Deltas nach Gleichung 4.54 ergibt die in Tabelle 4.31 gezeigten Werte. Aus der Variation des berechneten Flusses, der bei der Herstellung des Deltas konstant war, ist zu sehen, daß bei der Bestimmung der Flächenkonzentration von hochdotierten Deltas in manchen Fällen das Ergebnis zu hoch ausfällt.

Herstellungsparameter		Flächenkonzentration [Atome·cm ⁻²]		Fluß [Atome·cm ⁻² ·s ⁻¹]		σ
Zeit [s]	Strom [A]	12 keV	4.5 keV	12 keV	4.5 keV	
120	105	3.5·10 ¹³	1.1·10 ¹⁴	3.9·10 ¹¹	9.2·10 ¹¹	52 %
60	105	2.0·10 ¹³	1.6·10 ¹³	3.3·10 ¹¹	2.7·10 ¹¹	11 %
20	105	7.2·10 ¹²	6.4·10 ¹²	3.6·10 ¹¹	3.2·10 ¹¹	6 %
60	105	2.0·10 ¹³	1.9·10 ¹³	3.3·10 ¹¹	3.2·10 ¹¹	3 %
60	105	1.9·10 ¹³	1.4·10 ¹³	3.2·10 ¹¹	2.3·10 ¹¹	15 %
60	100	7.4·10 ¹²	5.1·10 ¹²	—	—	19 %

Tabelle 4.31: Flächenkonzentration von Bor-Deltas, gemessen mit verschiedenen Primärionenenergien

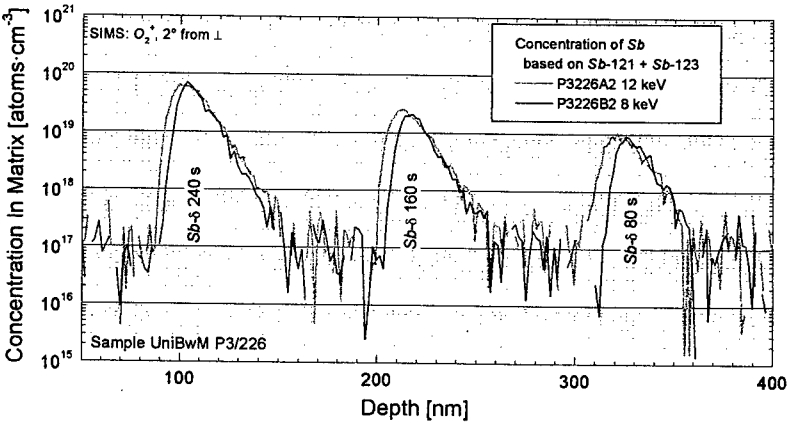


Abbildung 4.36: SIMS-Messung von Antimon-Deltaschichten bei verschiedenen Primärionenenergien

Auch hier sind die Flächenkonzentrationen der Antimon-Deltas nach Gleichung 4.54 berechnet worden, wiederum ist die Bestimmung der Flächenkonzentration des hochdotierten Deltas zu hoch.

Herstellungsparameter	Flächenkonzentration [Atome·cm ⁻²]		Fluß [Atome·cm ⁻² ·s ⁻¹]		σ
	12 keV	8 keV	12 keV	8 keV	
Zeit [s]					
240	1.3·10 ¹⁴	9.7·10 ¹³	5.4·10 ¹¹	4.0·10 ¹¹	15 %
160	4.7·10 ¹³	3.3·10 ¹³	2.9·10 ¹¹	2.1·10 ¹¹	18 %
80	2.0·10 ¹³	1.5·10 ¹³	2.5·10 ¹¹	1.9·10 ¹¹	14 %

Tabelle 4.32: Flächenkonzentration von Antimon-Deltas, gemessen mit verschiedenen Primärionenenergien

Bemerkungen

Zu beachten ist bei Messungen die durch das Quadrupol bedingte unmögliche Trennung von Ionen bzw. ionisierten Molekülen gleicher Masse. Zudem ist die Transmission durch das Quadrupol massenabhängig und verschlechtert sich zu hohen Massen hin [84Kot1]. Es muß ein Kompromiß zwischen den beiden Extremen des Quadrupols gefunden werden, in denen es betrieben werden kann:

Modus	Transmission	Massenauflösung bei großen M
Δm = const	–	+
m/Δm = const	+	–

Tabelle 4.33: Eigenschaften der Modi eines Quadrupolmassenanalysators (+ gut, – schlecht)

Zusammenfassung

Für den Nachweis von Dotierstoffen oder Verunreinigungen bis hinab in den ppb-Bereich ist SIMS sehr gut geeignet. Allerdings bestimmt die Art der Probe die Möglichkeit der

Quantifizierung. In Halbleitern ist diese meist problemlos, Isolatoren hingegen machen sie meist unmöglich.

Die Nachweisgrenze bei Sauerstoff als Primärion liegt für Bor bei etwa $1 \cdot 10^{16}$ Atome cm^{-3} , bei Antimon ungefähr um den Faktor 10 höher.

Die Tiefenauflösung ist abhängig von der Primärionenenergie, von der Qualität des Primärionenstrahls und von der Beschaffenheit der Probe. Außerdem nimmt sie prinzipbedingt mit zunehmender Kratertiefe ab. Die Grenzen liegen bei der hier verwendeten Anlage bei etwa 10 nm.

Die Abweichungen von mit SIMS bestimmten Konzentrationen verschiedener über Jahre verteilten Messungen liegen bei Verwendung einer Referenz etwa bei 5 %. Bei Antimon kann sie jedoch aufgrund beschriebener Probleme bis über 20 % bei dieser Anlage ansteigen.

Bei hochdotierten Deltas kann die Bestimmung der Flächenkonzentration bis um etwa den Faktor 2 zu hoch ausfallen. Dieser Effekt ist auch abhängig von der verwendeten Primärionenenergie.

5 Kontrolle der Prozeßentwicklung

Wie schon in der Einleitung dargestellt, benötigen moderne Bauelemente kontrolliert gewachsene Schichtsysteme. In diesem Kapitel werden Herstellungsprozesse für die einzelnen Schichten sowie auch für komplette Bauelemente auf ihre Tauglichkeit und Grenzen hin mit Hilfe von SIMS und RBS untersucht.

5.1 Konstantdotiertes Silizium

Die Produktion konstantdotierter Silizium-Schichten ist die Grundvoraussetzung für vertikal orientierte elektrische Bauelemente. Sie verlangen sowohl p- wie auch n-dotierte Schichten mit einer großen Variationsmöglichkeit in der Konzentration des Dotierstoffes.

Herstellungsverfahren

Zur Herstellung einer konstantdotierten Silizium-Schicht kann entweder der Dotierstoff simultan zu Silizium in einem passenden Verhältnis evaporiert werden, oder man verdampft bereits dotiertes Silizium. Die Ergebnisse beider Prozesse wurden mit SIMS kontrolliert.

Koevaporation

Im Fall der Koevaporation wird gleichzeitig zum Silizium aus einer durch die Heizleistung und die Shutteröffnung steuerbaren Effusionszelle Bor oder Antimon angeboten. Diese Methode läßt die Einstellung der Konzentration über einen weiten Bereich zu.

Dotiertes Verdampfungsmaterial

Eine andere Methode zur Herstellung von dotierten Schichten ist das Verdampfen von bereits dotiertem Halbleitermaterial. Der Vorteil einer solchen Methode ist darin begründet, daß aus einer einzigen geometrischen Richtung sowohl Dotierstoff als auch Silizium aufgebracht werden kann.

Ein Beispiel hierfür ist die Herstellung höchstdotierter Schichten in Öffnungen von Schattenmasken [92Ham1]. Abhängig von der geometrischen Anordnung der Verdampferquellen und des Substrats liefert die Koevaporation keine homogen dotierte Schicht mehr, wenn die Maskenöffnung zu klein wird (Abbildung 5.1). Die laterale Verteilung des Dotierstoffprofils wird bei Substratrotation konzentrisch inhomogen.

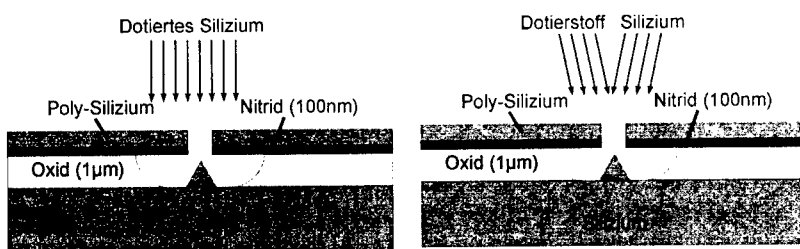


Abbildung 5.1: Prinzipieller Aufbau einer Schattenmaske und MBE-Wachstum: mit dotiertem Verdampfermaterial (links), Koevaporation (rechts)

Im folgenden werden beide Herstellungsverfahren getrennt nach dem Dotierstoff behandelt.

Bor-dotierte Schichtsysteme (Koevaporation)

Ein stufenförmig zunehmendes Bor-Dotierprofil in Silizium war bereits in Abbildung 4.25 zu sehen. Da der Haftkoeffizient für Bor auf Silizium im hier verwendeten Temperaturbereich von 600° bis 700°C beim Schichtwachstum nahezu 1 ist, wird praktisch alles angebotene Bor auch eingebaut. Durch die im weiten Bereich steuerbare Effusionszelle [84Bec1] stellt somit die kontrollierte Herstellung von verschiedenen starken Bor-dotierten Schichtsystemen kein Problem dar.

Die Konzentrationsbestimmung im unteren Bereich wird durch die Nachweisgrenze von SIMS limitiert, hier müssen notfalls die Herstellungsparameter mit Hilfe einer Extrapolation bestimmt werden. Nach oben gibt es bezüglich der Messung kein Problem, bei Höchst-dotierungen ist nur die Beibehaltung der Einkristallinität das Limit für die Schichtqualität.

Antimon-dotierte Schichtsysteme (Koevaporation)

Antimon ist im Gegensatz zu Bor prozeßtechnisch nicht so einfach zu handhaben. Da es beim Wachstum bevorzugt auf der Oberfläche segregiert anstatt eingebaut zu werden, muß sehr auf die Prozeßtemperatur geachtet werden. Es gilt einen Kompromiß zwischen dem Einbau von Antimon in der Schicht und der Kristallqualität zu finden.

Das in Abbildung 4.27 gezeigte stufenförmige Antimon-Dotierprofil ist ein Beispiel dafür, daß meist keine ebenen Plateaus, sondern häufig leichte Krümmungen in dem gemessenen Dotierprofil vorhanden sind. Diese Unregelmäßigkeiten sind aber im SIMS-Profil nur zu sehen, wenn die Konzentrationsstufen zum Substrat hin abfallen. Bei steigenden Konzentrationsstufen wird die Messung dieses Effekts durch andere (siehe *Trailing Edges*, Seite 73) überdeckt.

Die Lösung zur Vermeidung der Krümmungen ist eine Vorbelegung bei der vor dem Wachstum der eigentlichen Schicht schon Antimon als Vorrat aufgebracht wird. Dies beugt der Abrundung vor, eine Konstantdotierung nähert sich so mehr einem Kastenprofil an [95Bar1].

Auch bei Antimon kann die Dotierung in einem weiten Bereich durch die steuerbare Effusionszelle variiert werden. Zu berücksichtigen ist, daß es wie bei Bor für höchst-dotierte Schichten eine Grenze gibt, ab der die Einkristallinität nicht mehr gewährleistet werden kann. Abbildung 5.2 zeigt den möglichen Dotierbereich und auch den Erfolg der Prozeßentwicklung hinsichtlich des Dotierprofils.

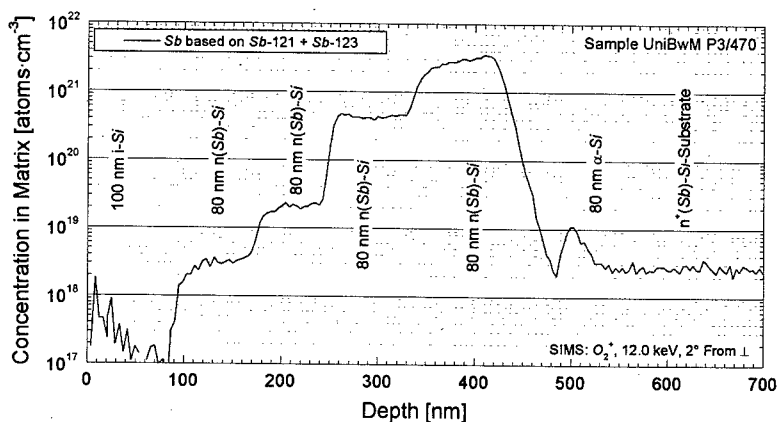


Abbildung 5.2: SIMS-Messung Antimon-Dotierstufen in α -Silizium

Zur Feststellung der maximal möglichen Dotierung ist Antimon mit Silizium bei Raumtemperatur ko-evaporiert worden. Zur Kontrolle wurde diese Probe mit RBS (Abbildung 5.3) und SIMS (Abbildung 5.4) vermessen.

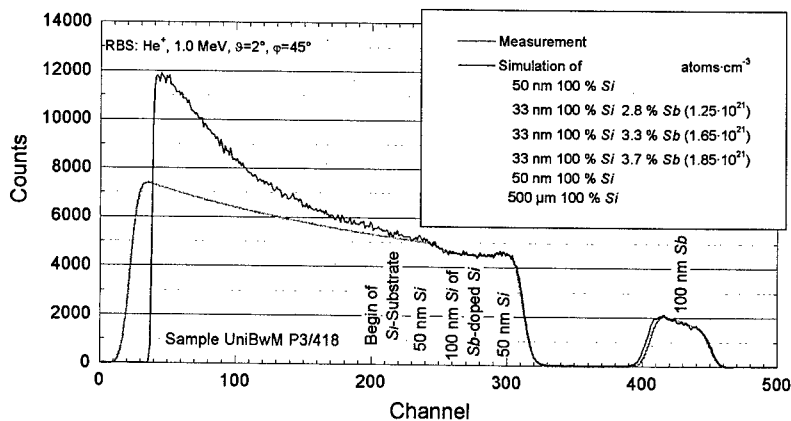


Abbildung 5.3: RBS-Messung einer maximal Antimon-dotierten Silizium-Schicht

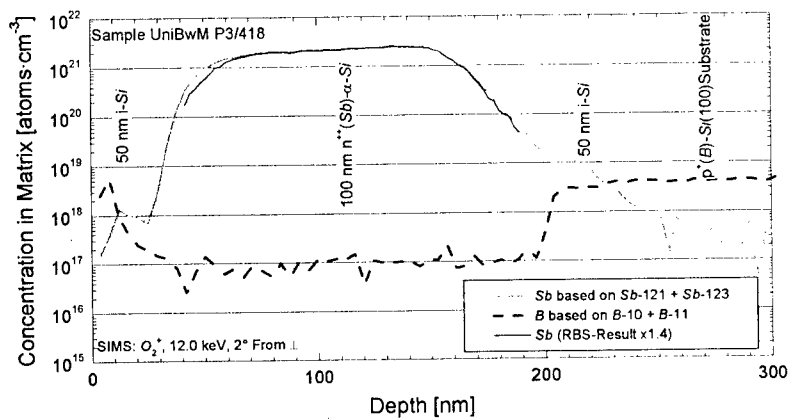


Abbildung 5.4: SIMS-Messung einer maximal Antimon-dotierten Silizium-Schicht

Das Resultat ist eine Maximalkonzentration von etwa 1.8 bis $2.5 \cdot 10^{21}$ Atome·cm⁻³, wobei sich die Ergebnisse von SIMS und RBS nur wenig (Faktor 1.4) unterscheiden.

Bor-dotiertes Verdampfungsmaterial

Der Verdampfer benötigt spezielle Tiegeleinsätze als Füllung, welche aus einkristallinem Silizium als Rohmaterial gefertigt werden können. Wie aus Tabelle 2.1 ersichtlich, beträgt die maximale Löslichkeit von Bor im Silizium-Einkristall $5 \cdot 10^{20}$ Atome·cm⁻³. Industriell ist Bor-dotiertes Material bis zu einer Volumenkonzentration von $1 \cdot 10^{20}$ Atome·cm⁻³ erhältlich (Firma Wacker). Dieses kann von Bearbeitungsfirmen (z.B. Firma Holm) zu Tiegeleinsätzen umgearbeitet werden. Ein solcher Einsatz wurde verwendet, um die im SIMS-Profil in Abbildung 5.5 gezeigte Schichtfolge bei Raumtemperatur herzustellen.

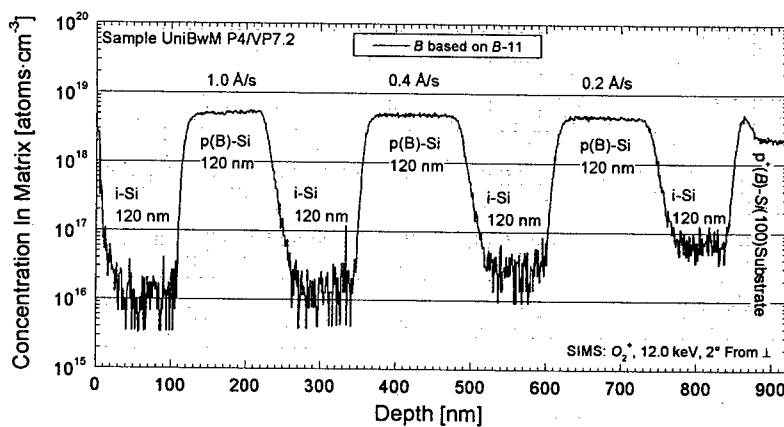


Abbildung 5.5: SIMS-Messung eines MBE-Schichtsystems mit Bor-dotiertem Silizium als Verdampfermaterial

Wie zu sehen ist, baut sich nicht die volle Konzentration sondern etwa nur 1/20 der angebotenen Menge ein. Dies liegt an den verschiedenen Dampfdrücken der beiden Materialien in der Schmelze (Abbildung 2.1). Zur Herstellung von mit etwa $5 \cdot 10^{18}$ Atome·cm⁻³ dotierten Schichten ist dieser Prozeß verwendbar, da die Homogenität der Dotierung und die Flankensteilheit (Tabelle 5.1) an den Grenzen mit der Koevaporation vergleichbar sind.

Flanke	Minimum [nm/Dekade]	Maximum [nm/Dekade]	Fehler [nm/Dekade]
Steigend	5.0	9.3	± 0.3
Fallend	15.4	17.5	± 0.3

Tabelle 5.1: Flankensteilheit eines MBE-Schichtsystems mit Bor-dotiertem Silizium als Tiegelmateriel

Somit ist die Herstellung konstantdotierter Schichten mit einem Bor-dotierten Ausgangsmaterial möglich. Die Dotierung der Schicht ist für p-leitende Schichten ausreichend, soweit diese nicht hochdotiert sein müssen. Nachteilig wirkt sich jedoch aus, daß nur Wachstumsrate und -temperatur einstellbar sind, insbesondere ist die Regelung der Dotierstoffkonzentration nicht möglich.

Antimon-dotiertes Verdampfungsmaterial

Die maximale Löslichkeit von Antimon in Silizium beträgt $6 \cdot 10^{19}$ Atome·cm⁻³ (Tabelle 2.1). Diese Löslichkeitsgrenze ist bei der Herstellung von einkristallinem Silizium das obere Limit. Daher wird bei der Produktion von einkristallinen Antimon-dotierten Siliziumstäben zur Substratherstellung ein Limit von $2.7 \cdot 10^{18}$ Atome·cm⁻³ angestrebt.

Die Annahme, daß sich Antimon wie Bor (Seite 88) bei der Verdampfung von dotiertem Silizium-Material auch zu etwa 1/20 einbauen würde, ergäbe eine maximale Schichtkonzentration von etwa $1 \cdot 10^{17}$ Atome·cm⁻³. Für die gewünschten Prozesse ist dies zu gering.

Deshalb lieferte die Firma *Wacker-Chemietronik GmbH* den Rest einer Tiegelschmelze aus einer ihrer Silizium-Stabzieh-Versuchsanlagen. In diesem ist das überschüssige Antimon physikalisch gebunden, die Konsistenz des Materials ist polykristallin. Für den Einsatz im Elektronenstrahlverdampfer wurde es in kleinere Stücke zerteilt. Ein weiteres Stück wurde mit SIMS vermessen (Abbildung 5.6), es ergab sich eine Konzentration von etwa $1 \cdot 10^{19}$ Atome cm^{-3} . Dies entspricht dem dreifachen Wert des handelsüblichen Materials.

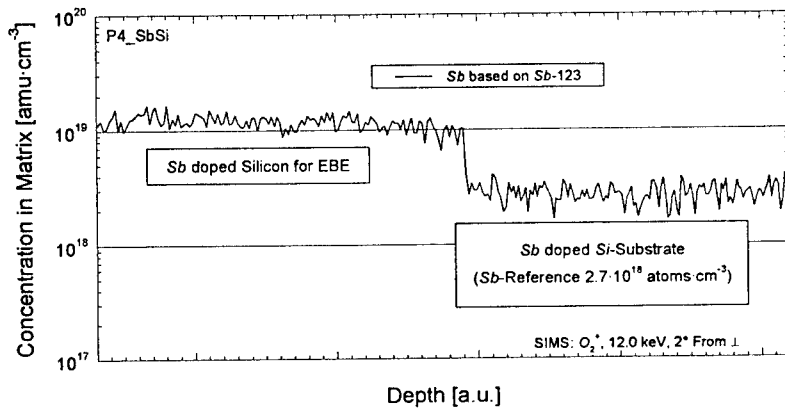


Abbildung 5.6: SIMS-Messung von Antimon-dotiertem Tiegelmaterial

Ein mit Hilfe von Antimon-dotiertem Tiegelmaterial bei Raumtemperatur aufgebrachtes i-n-i-n-i-n-i-Schichtsystem zeigt nicht den gewünschten Dotierverlauf (Abbildung 5.7). Der Dotierstoff scheint sich nicht im gleichen Maße wie Silizium mit der gewünschten zeitlichen Konstanz abzusecheiden.

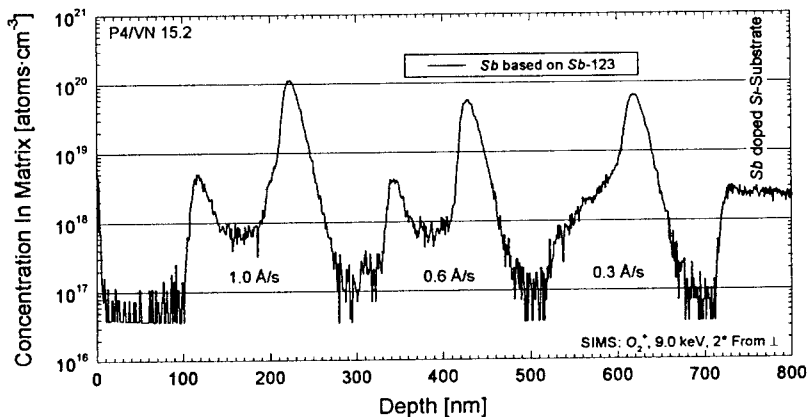


Abbildung 5.7: SIMS-Messung eines mit Antimon-dotiertem Tiegelmaterial aufgebrachten Schichtsystems

Eine zweite Herstellung der gleichen Schichtfolge (Abbildung 5.8) lieferte ein ähnliches Ergebnis. Jedoch war die Konzentration des Dotierstoffes nun wesentlich niedriger.

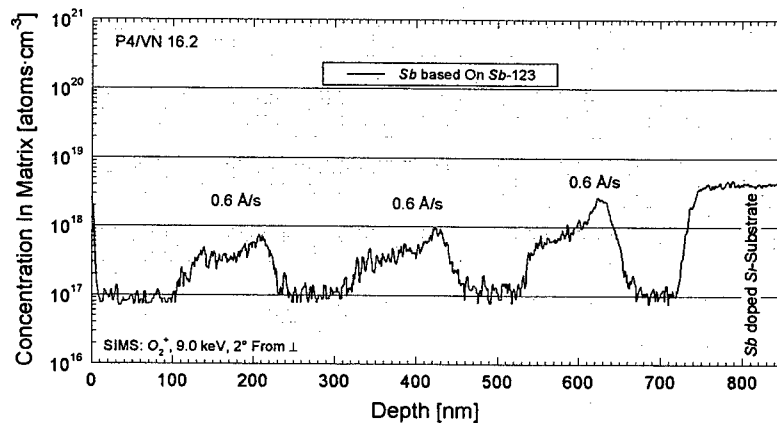


Abbildung 5.8: SIMS-Messung eines mit Antimon-dotiertem Tiegelmateriale aufgetragenen Schichtsystems

Hieraus folgt, daß der Verdampfungsprozeß von Antimon-dotiertem Silizium als Tiegelmaterial nicht verwendungsfähig ist, weil zuwenig Einfluß auf die Quelle genommen werden kann. Im Gegensatz zur steuerbaren Koevaporation (Seite 86) kann nur die Verdampfungsrate von Silizium gesteuert werden. Durch den hohen Dampfdruck bei der Schmelztemperatur von Silizium (Abbildung 2.1) ist das Antimon unkontrollierbar. Außerdem ist anhand der beiden Messungen zu vermuten, daß sich bereits beim Aufschmelzen des Tiegelmateriale vor der eigentlichen Schichtherstellung der Antimongehalt verringert hat. Somit ist die Dotierstoffkonzentration nicht konstant. Reproduzierbare Schichtsysteme können damit nicht hergestellt werden, wie abschließend auch eine dritte hergestellte i-p-i-n-i-Schichtfolge in Abbildung 5.9 zeigt.

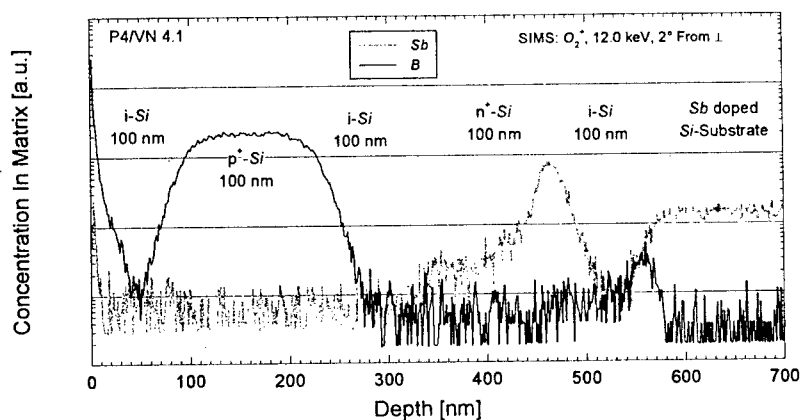


Abbildung 5.9: i-p-i-n-i-Schichtsystem, gewachsen mit dotiertem Tiegelmateriale

Resultate

Konstantdotierte Schichten lassen sich mit Koevaporation in einem weiten Bereich herstellen. Die Prozeßkontrolle erfolgt bezüglich des Gehaltes an Dotierstoff mit SIMS. Für hochdotierte Antimon-Konzentrationen kann auch RBS verwendet werden.

5.2 Silizium-Schichten mit Deltadotierungen

Für neuartige Bauelemente wie die TBD (Seite 96) oder den vertikalen MOS-FET (Seite 97) können die elektrischen Eigenschaften durch den Einbau von Deltadotierungen auf einfache Weise variiert werden. Die Prozeßkontrolle der Herstellung dieser Dotierungen wird im folgenden Abschnitt behandelt.

Bor-Deltaschichten

Bor-Deltas werden durch *Solid Phase Epitaxy* (SPE) hergestellt. Dabei wird bei etwa 450°C die Oberfläche mit Bor in der gewünschten Flächenkonzentration (reguliert über Fluß und Zeit) belegt und danach mit Silizium überwachsen [96Rup1].

Die Messung von Bor-Deltaschichten bei verschiedenen Primärionenenergien ist bereits in Abbildung 4.35 gezeigt. Zum Vergleich sind hier noch die SIMS-Messung einer *Cameca*-Anlage und die Messung mit dem Ätzprofiler (Abbildung 5.10) gezeigt.

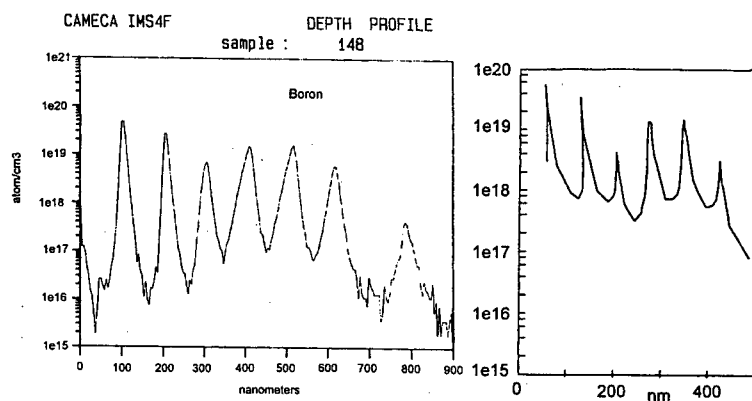


Abbildung 5.10: Bor-Deltaschichten vermessen mit einer CAMECA-SIMS-Anlage (links) und einem Ätzprofil (rechts) [95Bar1]

Die Dickenmessung differiert zu Abbildung 4.35 aufgrund der fehlenden Kalibrierung der oben gezeigten Messungen.

Antimon-Deltaschichten

Antimon-Deltas werden nach einem am Lehrstuhl verbesserten Verfahren ([87Zei1], [89Zei1], [95Bar1]) hergestellt. Dabei wird nach der Abkühlung des Substrats auf Raumtemperatur eine gewünschte Menge Dotierstoff abgeschieden. Eine 3 nm dicke amorphe Silizium-Schicht deckt diese Vorbelegung zu. Anschließend wird die Schicht durch in-situ Temperung rekristallisiert.

Es wurde ein Antimon-Delta in Silizium durch Überwachsen „vergraben“. Abbildung 5.11 zeigt die SIMS-Messung des Deltas mit verschiedenen Primärionenenergien und die auf integrierte Flächendichte des Deltas.

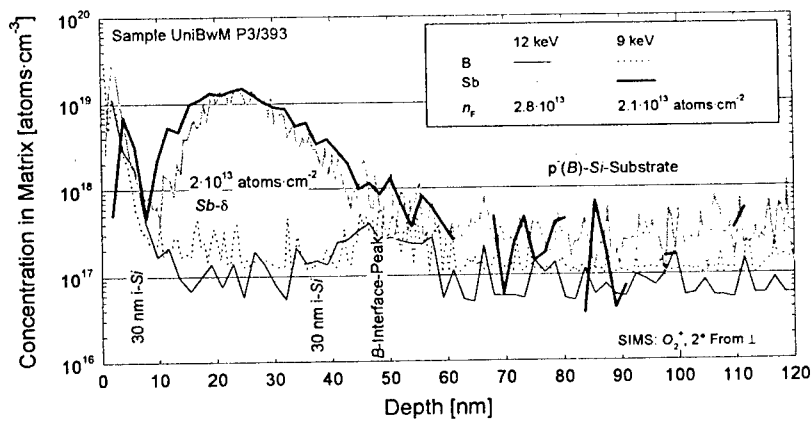


Abbildung 5.11: SIMS-Messung eines Antimon-Deltas in Silizium

Die dazugehörige RBS-Messung ist in Abbildung 5.12 zu sehen. Damit das Delta deutlicher zu sehen ist, wird die vertikale Achse logarithmisch skaliert.

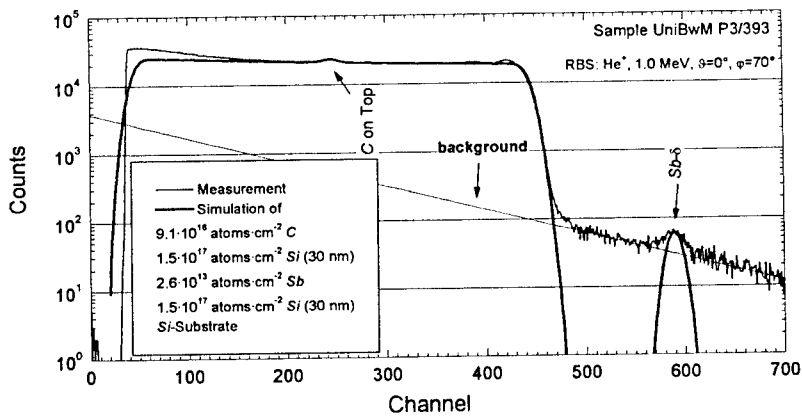


Abbildung 5.12: RBS-Messung eines Antimon-Deltas in Silizium

Der vorhandene Untergrund muß zur genauen Bestimmung der Flächenkonzentration des Antimon-Deltas noch abgezogen werden. In Abbildung 5.13 ist die korrigierte Messung gezeigt.

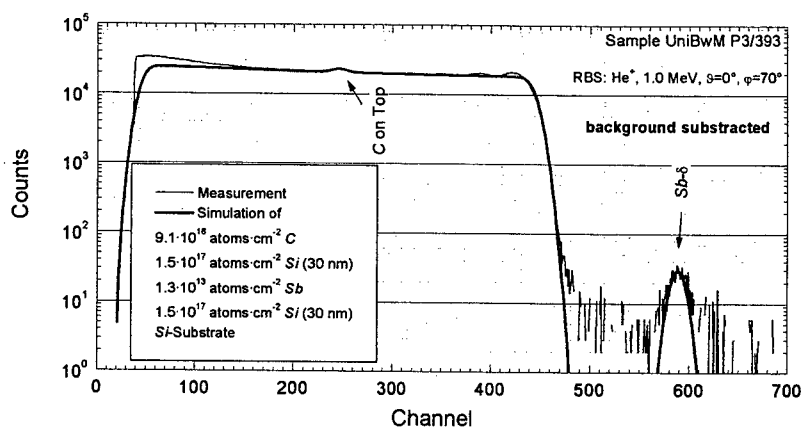


Abbildung 5.13: Korrigierte RBS-Messung eines Antimon-Deltas in Silizium

Die Ergebnisse der berechneten Flächenkonzentrationen sind in Tabelle 5.2 aufgelistet.

Wachstums- spezifikation	Flächenkonzentration [Atome·cm ⁻²]			
	Analyse			
	RBS		SIMS	
		ohne Hintergrund	12 keV	9 keV
2·10 ¹³	2.6·10 ¹³	1.3·10 ¹³	2.8·10 ¹³	2.1·10 ¹³

Tabelle 5.2: Flächenkonzentrationen eines Antimon-Deltas, bestimmt mit RBS und SIMS

Die Werte basierend auf SIMS liegen über den mit RBS bestimmten. Dies kann durch die Toleranz der SIMS-Messung bei der Bestimmung der Flächenkonzentration (Tabelle 4.32) erklärt werden.

Resultate

Mit SIMS können die Flächenkonzentrationen von Dotierstoff-Deltas gut vermessen werden, aufgrund seiner hohen Masse kann bei Antimon zusätzlich RBS eingesetzt werden. Die Bestimmung der Schärfe eines Deltas ist durch die Auflösung des SIMS begrenzt (siehe auch steigende und fallende Flanken, Seite 72). Daraus ist zu folgern, daß ein Delta am besten nahe der Oberfläche zu charakterisieren ist, tiefergelegene werden bezüglich der Steilheit künstlich verschmiert.

Der Versuch, an ein etwa 250 nm vergrabenes Delta mit Hilfe einer Trockenätzung bis auf etwa 30 nm freizulegen, war nicht erfolgreich. Die dadurch entstandene Rauigkeit hat die gleiche Wirkung wie das Sputtern durch die entsprechende Deckschicht.

5.3 Systeme aus dotierten Silizium-Schichten

Das Ziel der Entwicklung von speziell dotierten Silizium-Schichten ist, vertikale Bauelemente zu produzieren. Diese haben den Vorteil, daß sich im Gegensatz zur Planartechnologie die Abstände bzw. Schichtdicken der elektrisch aktiven Zonen definiert einstellen lassen. Die Genauigkeit liegt im Nanometerbereich. Beispiele hierfür sind:

- **Triangular-Barrier-Diode (TBD)**
Aufbau: definierter Abstand zwischen den hochdotierten Kontakten mit Dotierungsänderung im nm-Bereich, δ -Dotierung
- **Vertikaler MOS-FET (NanoMOS)**
Aufbau: wie TBD, zusätzlich mit vertikalem Gate

Zu analysieren sind:

- Volumendotierung von n- und p-Gebieten
- Volumenhintergrunddotierung von i-Gebieten
- Flächendotierung und Steilheit der Deltas

Für alle diese Messungen ist SIMS das ideale Verfahren, weil es ein tiefen aufgelöstes Konzentrationsprofil liefert.

Triangular-Barrier-Diode (TBD)

TBDs werden zur Kontrolle des Schichtwachstums für den im folgenden beschriebenen vertikalen MOS-FET verwendet, da dieser auf dem gleichem Schichtstapel basiert, jedoch die Prozessierung der Dioden weniger aufwendig ist. Der Aufbau war bereits in Abbildung 2.2 zu sehen. Zudem erhält man über den Vergleich der Steigungen und Halbwertsbreiten des in der Mitte liegenden Deltas eine Aussage über die Ausdiffusion durch thermische Belastung.

Herstellungsprozeß

- (1) Naßchemische Reinigung des Substrats
- (2) MBE-Prozeß
 - a) Thermische Desorption des natürlichen Oxids und/oder Wasserstoff-Plasma-Reinigung
 - b) Bufferschicht aus dotiertem Silizium bestimmter Dicke und Konzentration
 - c) Bulk aus Silizium bestimmter Dicke, dotiert mit
 - ♦ einem Delta bestimmter Flächenkonzentration
 - ♦ konstanter bestimmter Volumenkonzentration
 - d) Topkontakt bestimmter Dotierstoffkonzentration und Dicke
- (3) Mesaätzung durch anisotropes Ätzen
- (4) Passivierung mit thermischen Oxid
- (5) Trockenchemische Kontaktlochoffnung
- (6) Metallisierung durch Sputtern und anschließendem *Lift-Off*

Prozeßkontrolle

Als Beispiel ist in Abbildung 5.14 eine SIMS-Messung einer TBD mit n-Delta in der Mitte zu sehen.

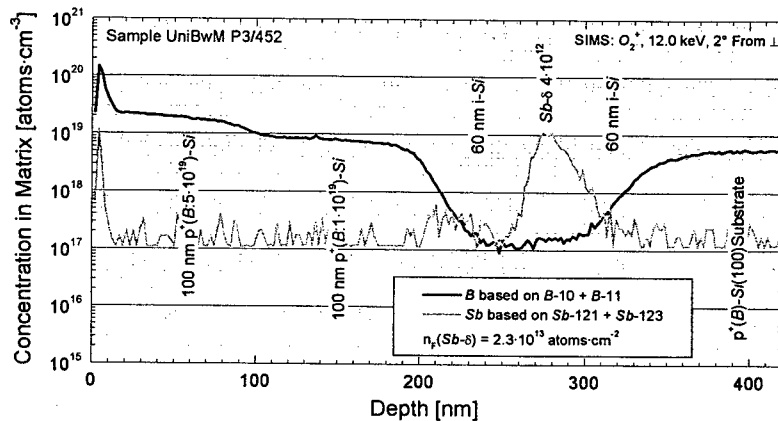


Abbildung 5.14: SIMS-Messung einer TBD mit n-Delta

Die Schichtfolge entspricht der Definition, nur die Berechnung der Flächendichte des Delta ergibt einen vom vorgegebenen abweichenden Wert.

Vertikaler MOS-FET (NanoMOS)

Für MOS-Transistoren mit Kanallängen kleiner 100 nm ist der laterale Aufbau (Abbildung 1.1) wenig geeignet, da sich die Länge nur durch Abschatten von Implantationen mit Hilfe von Masken einstellen läßt. Die vertikale Anordnung dagegen vereinfacht dies immens, da der Kanal durch Schichtwachstum entsteht, welches auf nm genau kontrolliert werden kann. Zudem besteht die Möglichkeit, ein Dotierprofil (z.B. ein Delta) in den Kanal zu legen.

Dieser vertikale MOS-Transistor wird aufgrund seiner Dimensionen *NanoMOS* genannt. Das Schichtsystem ist in Abbildung 1.5 gezeigt.

Herstellungsprozeß

- (1) Naßchemische Reinigung des Substrats
- (2) MBE-Prozeß
 - a) Thermische Desorption des natürlichen Oxids und/oder Wasserstoff-Plasma-Reinigung
 - b) Bufferschicht aus n⁺-Silizium
 - c) Kanal aus Silizium bestimmter Dicke, alternativ dotiert mit
 - ♦ einem Delta bestimmter Flächenkonzentration
 - ♦ konstanter bestimmter Volumenkonzentration

- d) Topkontakt aus n^+ -Silizium
- (3) Mesaätzung durch anisotropes Ätzen
- (4) Gate-Isolator durch Oxidation (thermisch oder RTO)
- (5) Gate-Metallisierung durch Poly-Silizium-CVD
- (6) LPCVD-Dickschichtisolation
- (7) Kontaktlochoffnung
- (8) Metallisierung von Source, Drain und Gate

Nach dem MBE-Prozeß muß das thermische Budget gering gehalten werden, um ein Verlaufen der Dotierprofile an den Grenzen und im Kanal zu vermeiden.

Prozeßkontrolle

Einige der vermessenen NanoMOS-Schichtstapel werden hier exemplarisch gezeigt.

In Abbildung 5.15 ist ein NanoMOS mit 120 nm Kanallänge zu sehen, das Bor-Delta ist nominell 30 nm vor dem Drain plaziert.

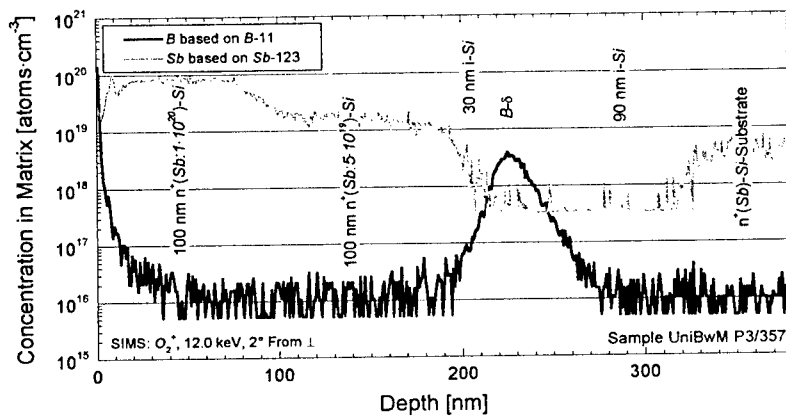


Abbildung 5.15: SIMS-Messung NanoMOS P3/357

Abbildung 5.16 zeigt ein mittig plaziertes Bor-Delta im 60 nm langen Kanal, zudem wurde bei diesem Transistor ein Antimon-Delta am Ende des Kanals zur Drain hin eingebaut. Die Spitze ist in der SIMS-Messung gerade noch zu sehen.

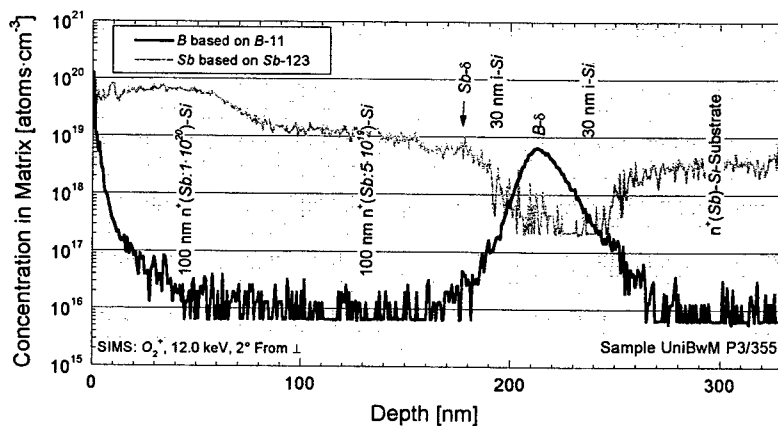


Abbildung 5.16: SIMS-Messung NanoMOS P3/355

Mit SIMS kann somit der vor dem Wachstum definierte Aufbau bezüglich Dicke und Dotierstoffkonzentration in den einzelnen Schichten kontrolliert werden.

Fehleranalyse

An Wafern, bei denen die elektrischen Messungen der Transistoren keine vernünftigen Werte zeigten, wurden zur Prozeßkontrolle SIMS-Messungen durchgeführt.

Aus dem NanoMOS-Run 1996 folgen nun zwei Beispiele. Wie Abbildung 5.17 zeigt, sind aller Wahrscheinlichkeit nach bei P3/351 statt einem gewünschten Bor-Delta in der Mitte drei Bor-Deltas aufgewachsen worden. Eine andere Interpretation wäre das komplette Verlaufen des Bor-Deltas in der Mitte aufgrund von Versetzungen und der Ansammlung von Bor an den Schichtübergängen.

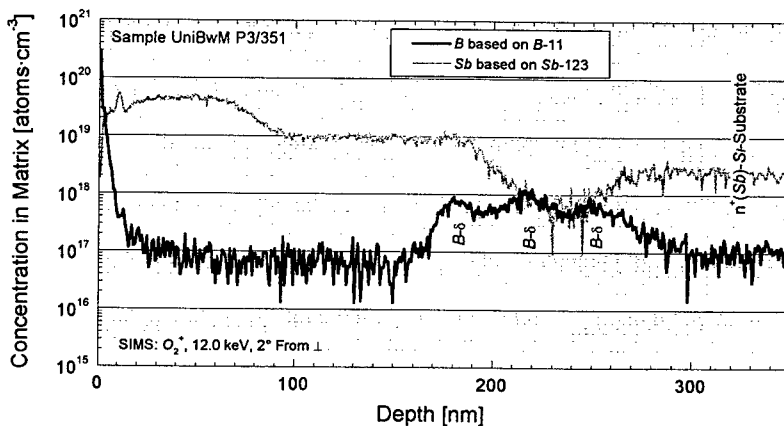


Abbildung 5.17: SIMS-Messung NanoMOS P3/351

Abbildung 5.18 zeigt, daß bei P3/354 statt der gewünschten zwei Bor-Deltas zwei Antimon-Deltas aufgewachsen. Deshalb sperrt der Kanal des MOS-Transistors nicht mehr.

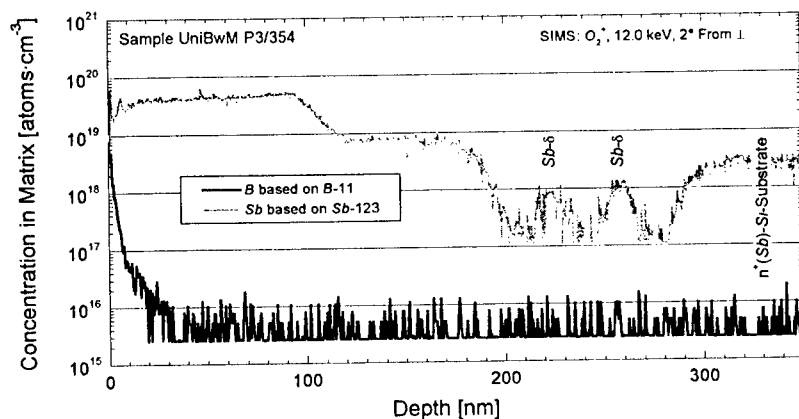


Abbildung 5.18: SIMS-Messung NanoMOS P3/354

Auch im NanoMOS-Run-1997 sind Probleme aufgetreten. Es wurden ein viel zu hoher Leckstrom durch den Transistor gemessen. Ursache dafür ist meist eine schlechte Kristallinität der Schicht, im vorliegenden Fall wohl aufgrund einer eventuell zu hohen (weit über der Löslichkeit liegenden) Dotierung des Topkontakts. Auch ein Tunnelstrom durch einen entarteten p^+/n^+ -Übergang könnte zum Leckstrom beitragen.

Ein Wafer (P3/455) wurde nicht für einzelne Bauteile prozessiert und konnte deshalb direkt nach dem Schichtwachstum analysiert werden. Die Probe wurde mit RBS vermessen (Abbildung 5.19) und mit einer SIMS-Messung verglichen (Abbildung 5.20).

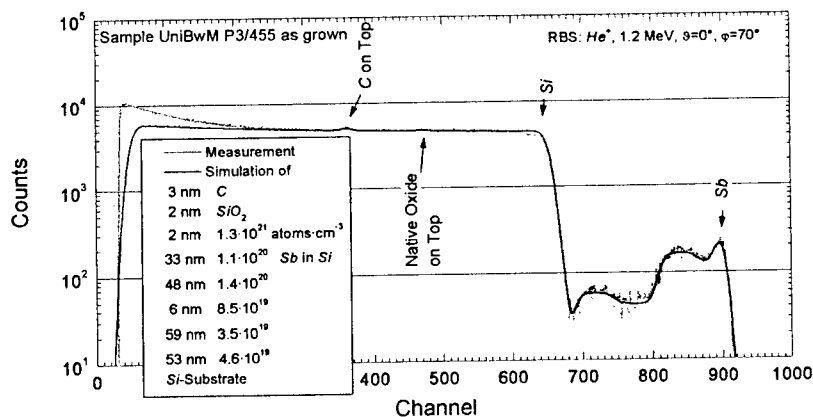


Abbildung 5.19: RBS-Messung von NanoMOS P3/455 „as-grown“

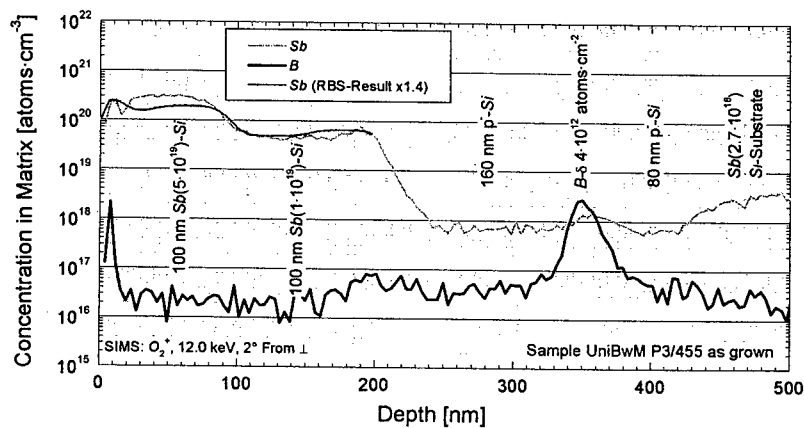


Abbildung 5.20: SIMS-Messung von NanoMOS P3/455 „as-grown“

Als Resultat wird die Vermutung bestätigt, daß eine Dotierung von über $1 \cdot 10^{20}$ Atome/cm³ zu hoch für einkristallines Wachstum ist. Somit gehen von dieser Schicht Versetzungen aus, an denen bei thermischer Belastung (z.B. nachträgliche thermische Oxidation oder Temperung) Diffusion entstehen kann.

Power-NanoMOS

Der Power-NanoMOS basiert auf einem normalen NanoMOS-Design, jedoch ist zwischen der aktiven Schicht und dem Substrat eine Drift-Zone aus intrinsischem Silizium eingebaut.

In Abbildung 5.21 ist die SIMS-Messung einer konstantdotierten aktiven Zone gezeigt, in Abbildung 5.22 die eines Deltas. Die Drift-Zone (i-Si-Gebiet) wurde in beiden aufgrund der hohen Dicke und des daraus resultierenden Zeitaufwands mangels Informationsgehalts nicht gemessen.

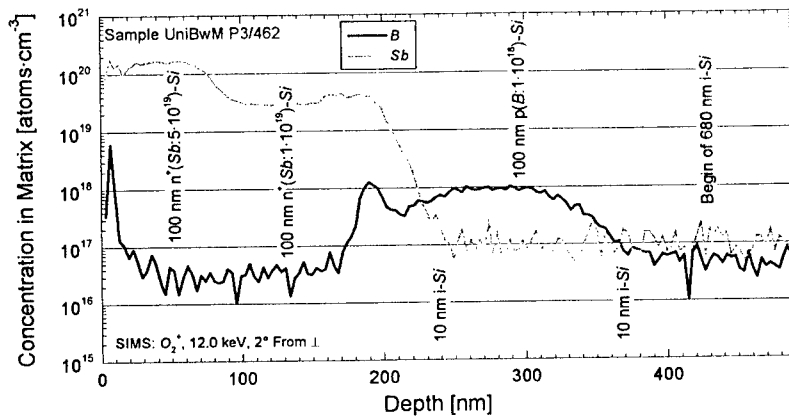


Abbildung 5.21: SIMS-Messung Power-NanoMOS mit konstantdotierter aktiver Zone (P3/462)

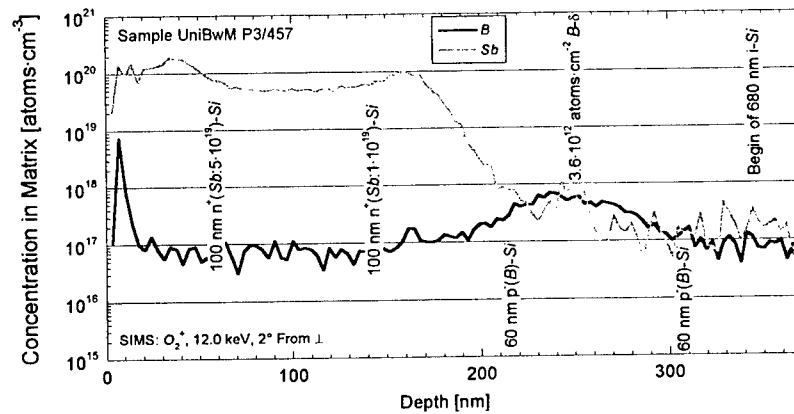


Abbildung 5.22: SIMS-Messung Power-NanoMOS mit deltadotierter aktiver Zone (P3/457)

Beide zeigen noch relativ gute elektrische Eigenschaften (Abbildung 5.23), im Gegensatz zu einem NanoMOS ohne Drift-Zone (Abbildung 5.24). Für den Vergleich wurde die Skalierung des Drain-Stromes bei allen drei Messungen gleich gelassen.

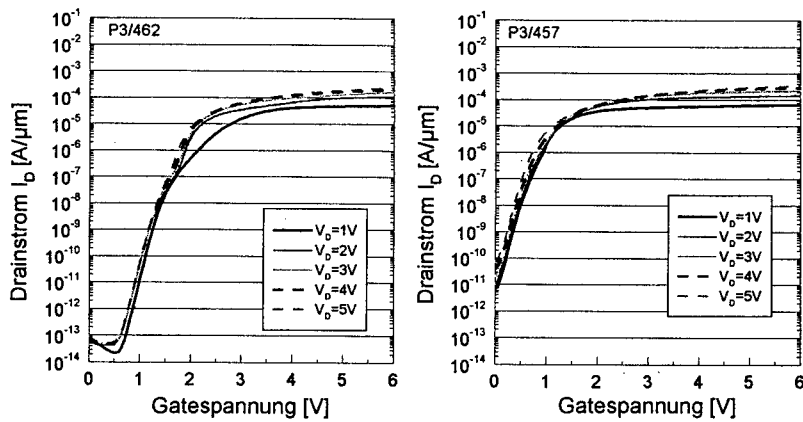


Abbildung 5.23: Transferkennlinie Power-NanoMOS mit konstantdotierter (links) und mit deltadotierter (rechts) aktiver Zone

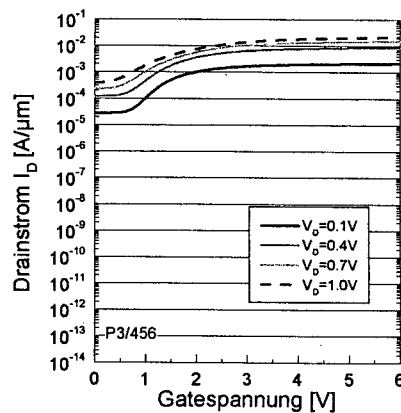


Abbildung 5.24: Transferkennlinie NanoMOS mit doppel-deltadotierter aktiver Zone

Eine SIMS-Messung des letzteren (Abbildung 5.25) läßt vermuten, daß sich Defekte in der oberen aktiven Schicht in der Drift-Zone relaxieren.

Im Gegensatz jedoch zu direkt nach dem Schichtwachstum analysierten Proben wie in Abbildung 4.25 für konstantdotiertes Bor und Abbildung 4.29 für Deltas ist hier aber das Profil weitaus mehr verlaufen. Dies läßt auf Diffusion von Bor entlang von Versetzungen, sogenannte *Pipe-Diffusion*, schließen.

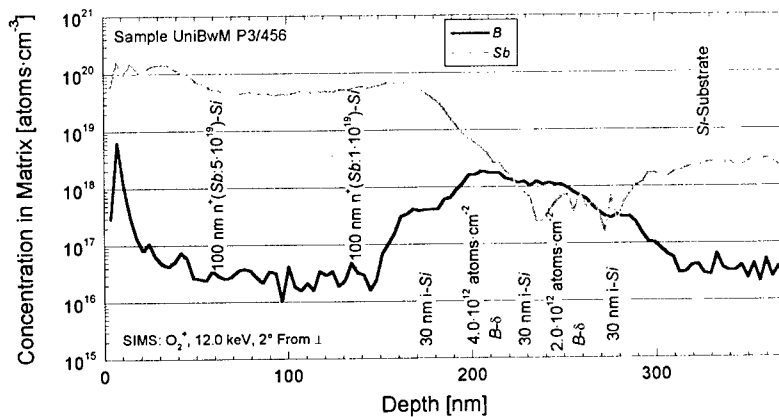


Abbildung 5.25: SIMS-Messung NanoMOS mit doppel-deltadotierter aktiver Zone

Bei allen ist zu sehen, daß die Antimon-Dotierung in der Deckschicht (Drain) um einiges zu hoch geraten ist und deswegen die Deckschicht nicht mehr einkristallin aufgewachsen ist. Außerdem sind Bor-Deltas bzw. Bor-Konstantdotierungen stark verlaufen. Beides läßt sich mit schlechter Kristallqualität erklären, welche durch die zu hohe Cap-Dotierung bei den nachfolgenden Prozessschritten mit thermischer Belastung im Gitter Defekte bildet, anhand dieser wiederum die Dotierstoffe diffundieren. Mittels ECP [97Fehl] wäre eine weitergehende Untersuchung der schlechten Kristallinität der Deckschicht möglich.

Vertikaler Inverter

Aus der seriellen Verknüpfung eines p- und eines n-MOS-FETs wird ein CMOS-Inverter. Durch die geeignete Wahl des Schichtstapels (Abbildung 5.26) kann dieser auch vertikal hergestellt werden und besteht dann aus zwei vertikalen MOS-FETs.

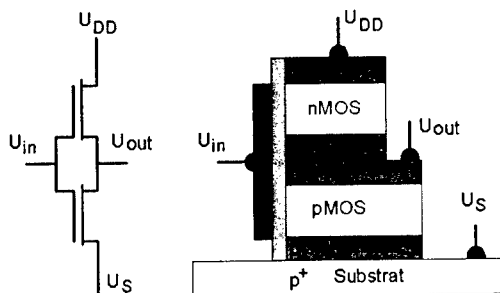


Abbildung 5.26: Schema des vertikalen MOS-Inverters

In Abbildung 5.27 ist die SIMS-Messung eines kompletten Schichtaufbaus zu sehen.

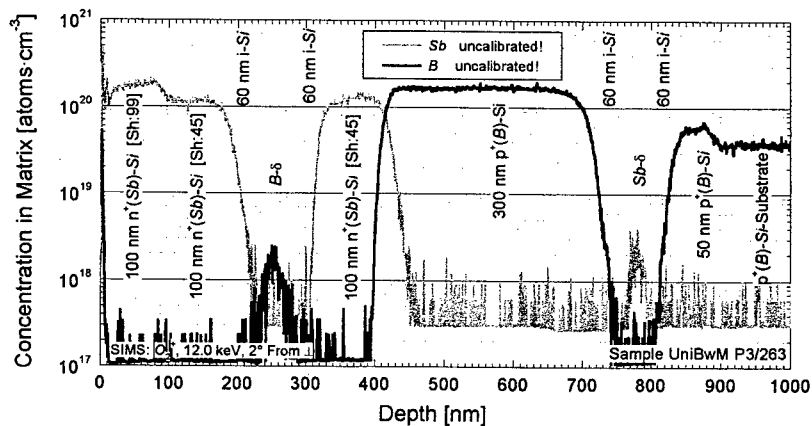


Abbildung 5.27: SIMS-Messung NanoMOS-Inverter

Resultate

Es ist zu beachten, daß bei SIMS die Tiefenauflösung mit der Tiefe abnimmt, da während des Sputterprozesses der Krater aufgeraut wird. An einem nahe an der Oberfläche (etwa 50 nm) gelegenen Delta werden steilere Flanken gemessen, als an einem tiefer (etwa 250 nm) liegenden. Die resultierenden Flanken kann man als Obergrenze nehmen, die Dotierkonzentrationen jedoch sind im Rahmen der Referenz genau.

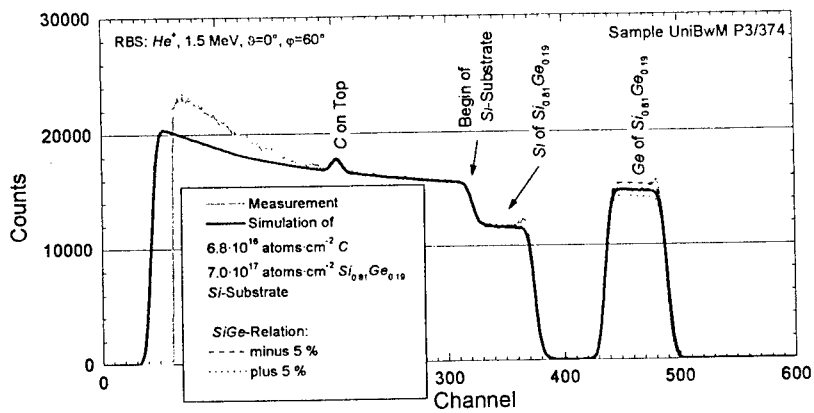
5.4 Silizium/Germanium-Heterostrukturen

Am Lehrstuhl können in einer MBE-Kammer Silizium und Germanium gleichzeitig evaporiert werden, zudem stehen noch zwei Quellen für Bor und Antimon zur Verfügung [98Rup1].

Stöchiometriekontrolle der Schichtherstellung

Bevor jedoch damit Silizium/Germanium-Heterostrukturen reproduzierbar hergestellt werden können, müssen die Prozeßparameter definiert werden. Dazu werden Schichten mit verschiedenen Mischungen aus Silizium und Germanium auf Silizium aufgewachsen und anschließend untersucht.

Für die Stöchiometriekontrolle wurden drei verschiedene Mischungen gewählt, hergestellt und anschließend mit RBS analysiert. Eine exemplarische Messung ist in Abbildung 5.28 gezeigt.

Abbildung 5.28: RBS-Messung einer $\text{Si}_{0.83}\text{Ge}_{0.17}$ -Schicht auf Silizium

Die Ergebnisse sind in Tabelle 5.3 zu sehen. Ein Verhältnis größer 50:50 in Richtung Germanium kann nicht mehr unter definierten Bedingungen hergestellt werden, da die hierzu benötigten einzelnen Raten (hohe bei Ge, niedrige bei Si) nicht mehr kontrolliert eingestellt werden können.

Probe	Konzentrationsverhältnis Si:Ge	
	Wachstumsspezifikation	RBS-Analyse
P3/374	83:17	81:19
P3/375	67:33	60:40
P3/376	50:50	49:51

Tabelle 5.3: Konzentrationsverhältnisse von verschiedenen SiGe-Schichten

Modulation-Doped-FET (MOD-FET)

Modulationsdotierte Schichtsysteme ergeben ein zweidimensionales Löchergas, in welchem die freien Ladungsträger von ihren ionisierten Störstellen räumlich getrennt sind. Damit werden die elektronischen Eigenschaften von Silizium oder konstanten Si/Ge-Schichten übertroffen. Abbildung 1.2 zeigte bereits den schematischen Schichtaufbau eines MOD-FETs und den qualitativen Bandverlauf.

In Abbildung 5.29 ist die SIMS-Messung zweier MOD-FETs zu sehen. Einer davon hat ein Bor-Delta nach dem Spacer, der andere eine Bor-dotierte Schicht.

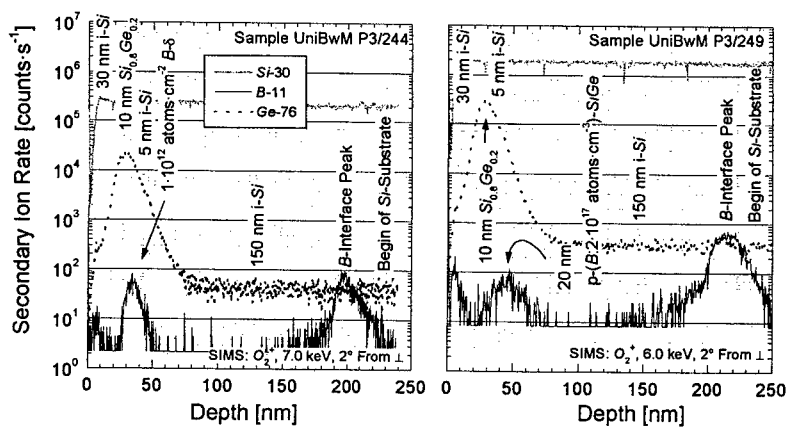


Abbildung 5.29: SIMS-Messungen von MOD-FETs

Eine Umrechnung der Zählrate in eine Konzentration ist aufgrund der fehlenden konstanten Matrix für Germanium nicht möglich.

Resultate

Der Herstellungsprozeß von *Si/Ge*-Mischschichten bezüglich der Stöchiometrie kann mit Hilfe von RBS gut untersucht und kontrolliert werden. Die Genauigkeit liegt auf alle Fälle weit unter 5 %. Eine direkte Dickenbestimmung ist nicht möglich, da die Dichte nicht bekannt ist. Hierzu wäre eine absolute Messung durch ein Stufenmeßgerät nötig.

SIMS kann helfen, den Schichtverlauf komplizierterer Heterostrukturen zu analysieren. AES könnte hierbei unterstützend wirken.

5.5 Silizide für die Metallisierung

Silizide sollen in vertikalen Schichtsystemen als hochleitende epitaktische Zwischenschicht dienen. Damit könnte man abwechselnde einkristalline Schichtfolgen aus Leiter und Halbleiter realisieren. Ein Beispiel ist der bereits in Abbildung 2.4 gezeigte Metal-Base-Transistor.

Wie schon bei Silizium/Germanium-Heterostrukturen (Punkt 5.4), müssen auch hier die Prozeßparameter definiert werden. Es wurde die Herstellung mittels Evaporation im UHV sowohl von einfachen Siliziden wie *CoSi* als auch von ternären wie *CoSiGe* hier am Lehrstuhl untersucht [91Han1], [97Feh1].

Kobalt-Silizid

Kobalt-Silizid kann entweder durch Koevaporation beider Elemente oder durch Temperung einer Kobalt-Schicht auf Silizium hergestellt werden. In Abbildung 5.30 sind drei

Messungen einer Kobalt-Schicht auf Silizium zu sehen, die bei verschiedenen Temperaturen getempert wurde. Es findet eine Diffusion an der Grenzschicht statt. Die Simulation des Diffusionsprofils ist zu komplex, jedoch kann aus den Höhen der Plateaus geschlossen werden, daß sich CoSi_2 gebildet hat.

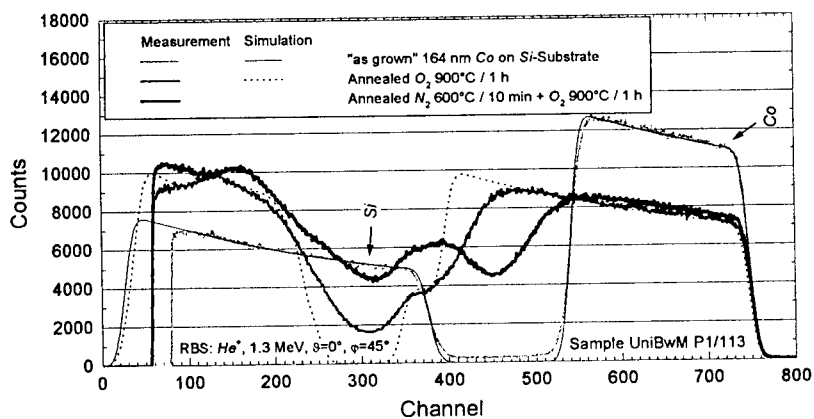


Abbildung 5.30: RBS-Messung einer Co-Schicht auf Silizium bei verschiedenen Behandlungen

Kobalt-Germanium-Silizid (CoSiGe)

Da die Gitterkonstante von CoSi_2 (5.364 Å) etwas kleiner als die von Silizium (5.43 Å) ist, führt das einkristalline Wachstum zwangsweise ab einer bestimmten Schichtdicke zu so großen Verspannungen, daß diese durch Versetzungen relaxieren. Eine Idee, dieses zu verhindern, ist die Beigabe von Germanium (5.658 Å) um das Gitter wieder anzupassen [97Fehl].

Zum Testen des Herstellungsprozesses und der Meßmöglichkeit der Analyseverfahren wurde eine Heterostruktur aus abwechselnd Co/Si/Ge bei Raumtemperatur hergestellt, deren Schema mit den nominellen Dicken in Abbildung 5.31 dargestellt ist.

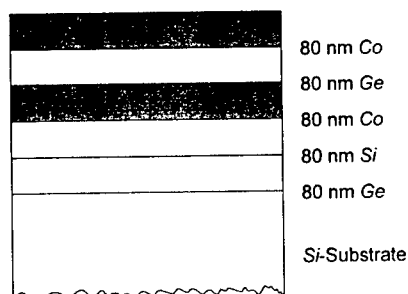


Abbildung 5.31: Schema einer Co/Si/Ge -Heterostruktur (Dicken nominell)

In Abbildung 5.32 ist ein mit AES erstelltes Tiefenprofil zu sehen. Dieses zeigt, daß die Übergänge zwischen den Schichten scharf sind und keine Diffusion stattgefunden hat.

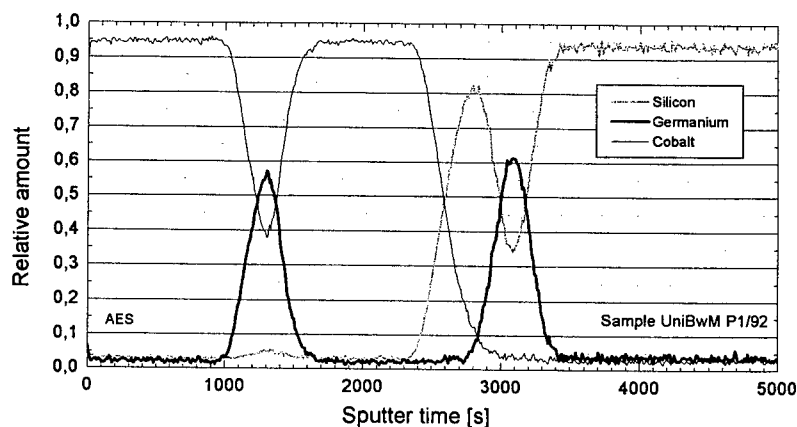


Abbildung 5.32: AES-Messung einer Co/Si/Ge-Heterostruktur

Eine RBS-Messung dieses Schichtsystems zeigt (Abbildung 5.33), daß sich die Peaks von Germanium auf das Plateau von Kobalt setzen. Dies kann für dünnere Schichten ein Problem bei der Simulation der Messung ergeben.

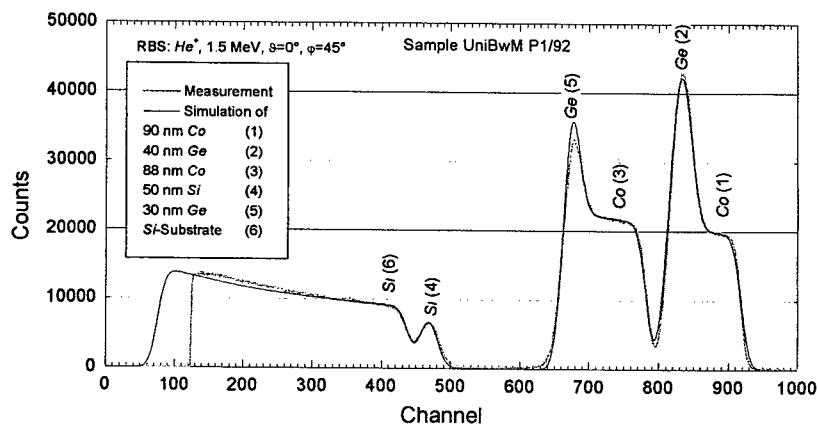


Abbildung 5.33: RBS-Messung einer Co/Si/Ge-Heterostruktur

Eine versuchsweise angefertigte SIMS-Messung (Abbildung 5.36) dagegen ist nicht sehr aussagekräftig. Kobalt schwimmt beim Sputtern mit O_2^+ -Ionen auf der sich einstellenden Mischschicht auf, anstatt weggesputtert zu werden. Somit zeigt das SIMS-Profil eine Kobalt-Verschleppung, die in Wirklichkeit aufgrund des Herstellungsprozesses nicht vorhanden ist, was durch AES- und RBS-Messung bestätigt wird. Dieser Effekt könnte durch

Ändern des Sputterwinkels vermindert werden, was jedoch bei der verwendeten SIMS-Anlage nicht möglich ist.

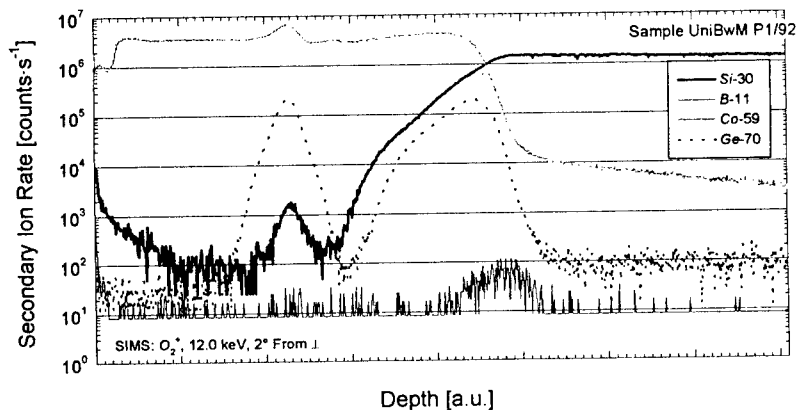


Abbildung 5.34: SIMS-Messung einer Co/Si/Ge-Heterostruktur

Resultate

Zur Analyse der Stöchiometrie kann für absolute Meßwerte RBS und für relative AES verwendet werden. AES hat den Vorteil, daß ein Tiefenprofil erstellt werden kann, bei RBS kommt es aufgrund der Massen von Germanium und Kobalt bei gewissen Schichtdicken zur Überlagerung der Peaks (Abbildung 4.5).

5.6 Dielektrika

Ein kompletter Herstellungsprozeß von Bauelementen im UHV benötigt auch die Herstellung von Isolatoren für Gate oder Passivierung [98Str2]. Deshalb ist es notwendig, UHV-kompatible Prozesse zu entwerfen. Verschiedene Möglichkeiten stehen zur Verfügung:

- **Oxygen-Enhanced-Evaporation (OEE)**
Silizium wird unter Beigabe von Sauerstoff (Partialdruck 10^{-6} bis 10^{-4} mbar) verdampft. Dadurch kann die Stöchiometrie des abgeschiedenen Oxids variiert werden. Die Wachstumsrate beträgt etwa $0.5 \text{ Å} \cdot \text{s}^{-1}$ [98Str1].
- **Plasma-Enhanced-Evaporation (PEE) unter Zugabe von Gasen**
Ein oder mehrere Gase werden durch ein Plasma in reaktive Radikale zerlegt, dabei wird gleichzeitig Silizium verdampft mit dem Ziel, daß sich an der Oberfläche eine Kombination aus diesen abscheidet. Zwei Gase, Stickstoff und/oder Sauerstoff, können zur Herstellung von Isolatoren mit Silizium verwendet werden [89Bov1], [93Neu1] [96Str1].

- Plasma Enhanced Oxidation (PEO)

Gas wird durch ein Plasma in reaktive Radikale zerlegt, welche dann auf der Substratoberfläche bzw. durch Diffusion in das Substrat das Silizium oxidieren.

- Ozone-Enhanced-Evaporation (O₃EE)

Ähnlich OEE, nur wird statt Sauerstoff Ozon in die Kammer geleitet.

Die Eigenschaften der so hergestellten Oxide können durch folgende Methoden charakterisiert werden:

- Materialspezifisch
 - Ellipsometrie: Brechungsindex, Dicke
 - RBS: Stöchiometrie, Flächendichte
 - AES: Stöchiometrie
 - XPS: Stöchiometrie
 - Stufenmeßgerät: Dicke
- Elektrisch
 - Grenzflächen-Zustandsdichte mit $C(U) / G(U)$
 - Durchbruchfeldstärke mit Hilfe von $I(U)$
 - Zuverlässigkeit Q_{BD}

Dünne Oxide und Oxinitride

OEE-Oxidschichten

In Tabelle 5.4 sind die Herstellungsparameter und Ergebnisse verschiedener Meßmethoden zur Bestimmung der Stöchiometrie von OEE-Oxidschichten gezeigt.

Probe	O ₂ -Druck [mbar]	Brechungsindex (ELL)	Dicke (ELL) [nm]	SiO _x	
				XPS	RBS
P4/PP11.5	$5.4 \cdot 10^{-4}$	1.44	68	2	2.22
P4/PP4.5	$5.2 \cdot 10^{-4}$	1.47	45	2	2.0
P4/PP1.5	$1.9 \cdot 10^{-4}$	1.48	57	2	2.0
P4/PP5.5	$1.0 \cdot 10^{-4}$	1.83	55	1.75	1.8
P4/PP7.5	$4.4 \cdot 10^{-5}$	2.06	52	1.38	1.54
P4/PP10.5	$1.5 \cdot 10^{-5}$	2.50	46	0.92	1.14

Tabelle 5.4: Herstellungsparameter und Meßwerte von OEE-Oxidschichten [98Stra1]

Aus den Werten ist zu ersehen, daß bei niedrigerem O₂-Druck die Schicht unterstöchiometrisch wird. RBS und XPS liefern in etwa gleiche Resultate. Aufgrund des Herstellungsprozesses ist davon auszugehen, daß die Dichte der Schicht nicht der von thermischem SiO₂ entspricht (siehe dazu auch Tabelle 4.8). Sie wird niedriger sein, somit ergäbe eine Dickenbestimmung mit RBS zu hohe Werte. Falls die Dichte der Schicht bestimmt werden sollte, ist dazu eine absolute Höhenmessung mit Hilfe eines Stufenmeßgeräts erforderlich. Die in Tabelle 5.4 angegebene Dicke, gemessen mit dem Ellipsometer, ist nur ein Richtwert. Als Beispiele sind zwei RBS-Messungen in Abbildung 5.35 und Abbildung 5.36 gezeigt.

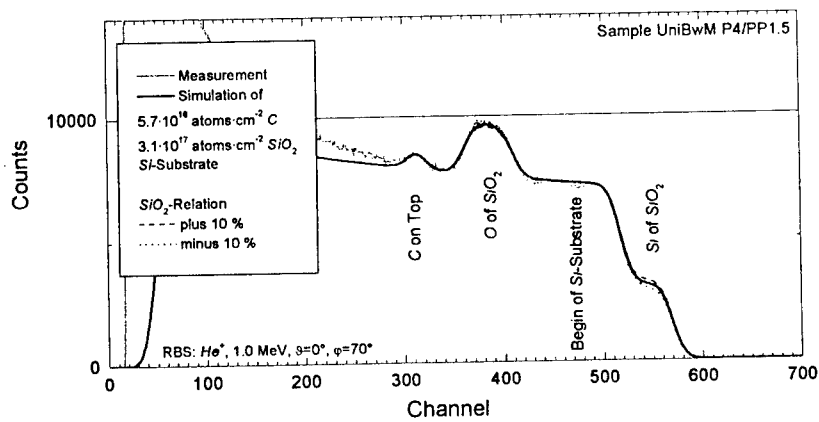


Abbildung 5.35: RBS-Messung einer stöchiometrischen OEE-Oxidschicht

Der Genauigkeit der Stöchiometriebestimmung liegt unter 10 %.

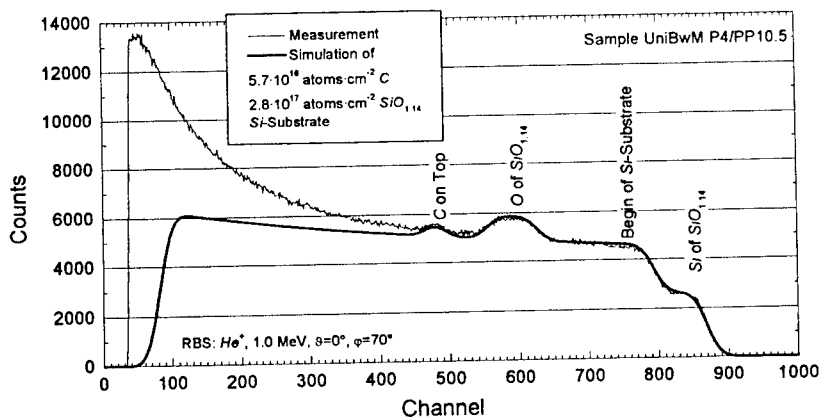


Abbildung 5.36: RBS-Messung einer nicht stöchiometrischen OEE-Oxidschicht

Die hohe Kohlenstoffbelegung an der Oberfläche ist durch die damals noch vorhandene Vakuum-Öl-Diffusionspumpe an der Analysekanne verursacht. Wegen dieser Verunreinigung der Oberfläche wurde die Pumpe inzwischen durch eine Turbomolekularpumpe ersetzt.

PEE-Oxidschichten

Analog zu den OEE-Oxidschichten wurden auch PEE-Oxidschichten mit den in Tabelle 5.5 zu sehenden Parametern und Meßwerten hergestellt.

Probe	O ₂ -Druck [mbar]	Brechungs- index (ELL)	Dicke (ELL) [nm]	SiO _x		Ar
				XPS	RBS	RBS
P4/PP4.3	1.4·10 ⁻⁴	1.466	170	2	2.0	3.5 %
P4/PP2.3	1.4·10 ⁻⁴	1.474	149	2	1.8	3.5 %
P4/PP1.3	2.4·10 ⁻⁵	—	105	0.41	0.62	9.3 %
P4/PP3.3	2.1·10 ⁻⁵	—	104	0.32	0.46	11 %

Tabelle 5.5: Herstellungsparameter und Meßwerte von PEE-Oxidschichten [98Stra1]

Auch hier werden die Schichten bei niedrigerem O₂-Druck unterstöchiometrisch. Zudem ist der Einbau von Argon, welches das Betriebsgas der Plasmaquelle ist, zu sehen. Die Messungen zweier Schichten sind in Abbildung 5.37 und Abbildung 5.38 gezeigt.

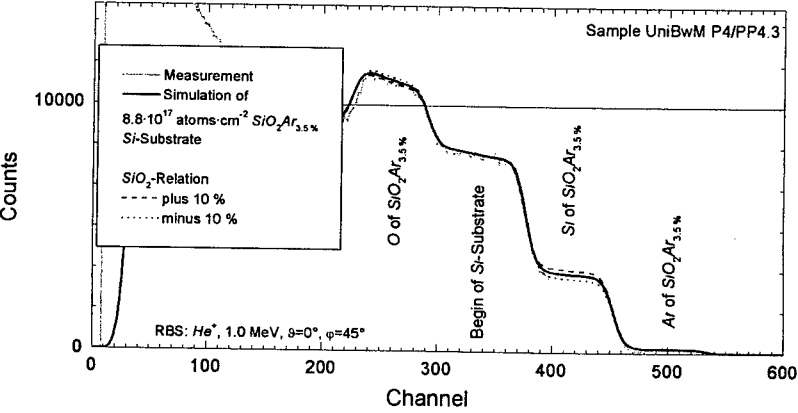


Abbildung 5.37: RBS-Messung einer stöchiometrischen PEE-Oxidschicht

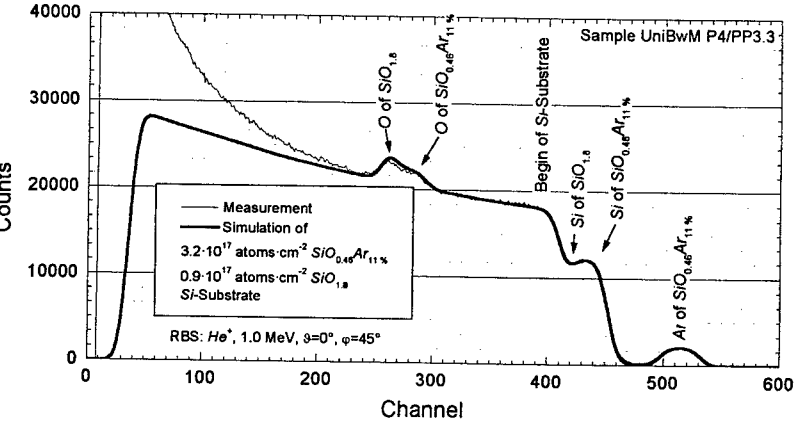


Abbildung 5.38: RBS-Messung einer nicht stöchiometrischen PEE-Oxidschicht

Oxinitrid/Oxid-Schichten

Beim Herstellungsprozeß des planaren MOS-Transistors kann das Bor aus dem Bor-dotierten Poly-Silizium-Gate durch das Gate-Oxid in den Kanal diffundieren und dort die durch genaue Implantation gesteuerte Einsatzspannung des Transistors verstellen. Eine Oxinitrid-Schicht auf dem Gate-Oxid wirkt als Diffusionssperre. Die Entwicklung eines UHV-kompatiblen Herstellungsprozesses ist somit sehr interessant. Ein entsprechendes Schichtsystem ist in Abbildung 5.39 gezeigt.

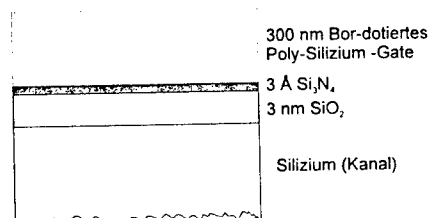


Abbildung 5.39: MOS-Oxinitrid-Gate-Isolator (Schema)

Eine RBS-Messung an einer so definierten Schicht wird jedoch kein Ergebnis über den Stickstoffgehalt liefern können. Die entsprechende Flächendichte und Wirkungsquerschnitt ergeben im Vergleich zu Silizium eine zu geringe Ausbeute (Abbildung 5.40).

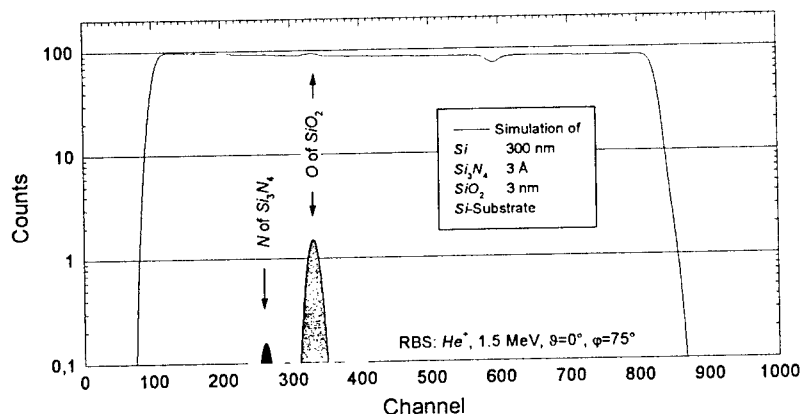


Abbildung 5.40: RBS-Simulation eines vergrabenen MOS-Oxinitrid-Gate-Isolator

PEE-Oxinitrid-Schichten

Bei der UHV-kompatible Herstellung mit Hilfe von PEE soll unter gleichzeitiger Beigabe von Sauerstoff und Stickstoff als Reaktionsgas Oxinitrid entstehen. In Tabelle 5.6 sind die variierten Prozeßparameter und die Meßwerte gezeigt.

Probe	N ₂ /O ₂ -Fluß [sccm]	Dicke (ELL) [nm]	Si _x O _y N _z		
			AES	XPS	RBS
P4/PP1.7	0/8	37	—	1 : 0.46 : 1.4	1 : 0.3 : 1
P4/PP2.7	2/6	33	—	1 : 2.9 : 0.12	1 : 1.8 : 0.5
P4/PP3.7	4/4	28	—	1 : 1.8 : 0	1 : 2 : 0

Tabelle 5.6: Herstellungsparameter und Meßwerte von PEE-Oxinitrid-Schichten [98Stra1]

Die Messungen (Abbildung 5.41 und Abbildung 5.42) zeigen, daß sich entsprechend den Gasflüssen die Zusammensetzung ändert.

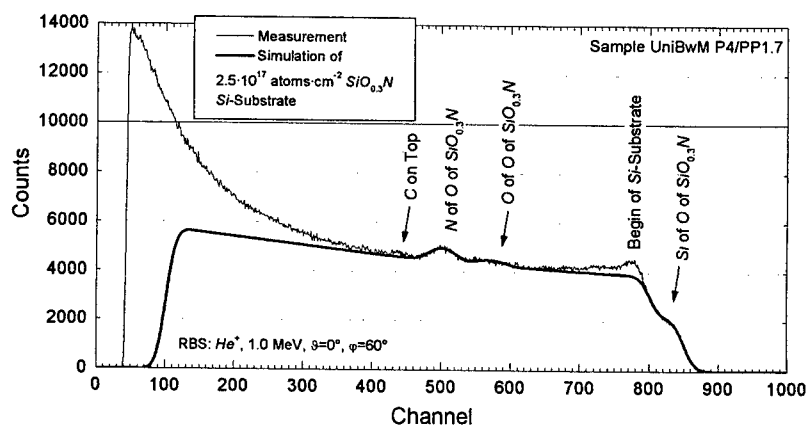


Abbildung 5.41: RBS-Messung einer PEE-Oxinitrid-Schicht mit viel Stickstoffanteil

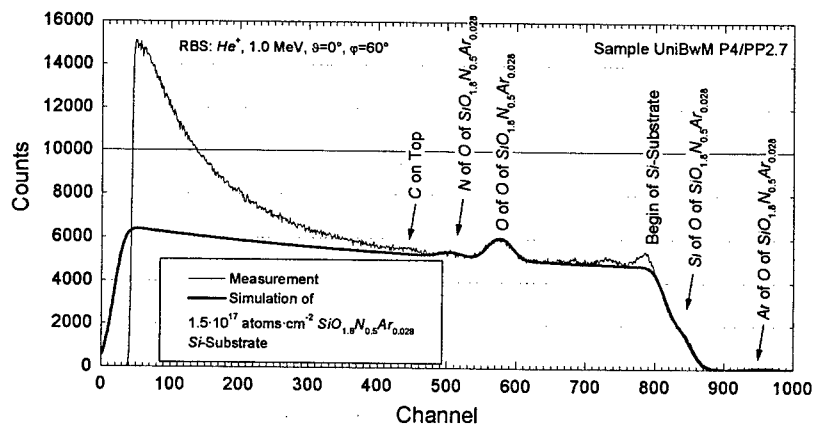


Abbildung 5.42: RBS-Messung einer PEE-Oxinitrid-Schicht mit wenig Stickstoffanteil

PEO-Oxid-/Oxinitridschichten

Es wurden drei Proben mit variierendem Verhältnis der Stickstoff- und Sauerstoffflüsse vermessen (Tabelle 5.7).

Probe	N ₂ /O ₂ -Fluß [sccm]	Dicke (ELL) [nm]	Si ₂ O _y N _z		
			AES	XPS	RBS
P4/PP9.4	10/0	5	1 : 1.9 : 0.5	–	1 : 2 : 0.5
P4/PP14.4	5/5	10	1 : 2 : 0	–	1 : 2 : 0
P4/PP12.4	0/10	8	1 : 2 : 0	–	1 : 2 : 0

Tabelle 5.7: Herstellungsparameter und Meßwerte von PEO-Oxid-/Oxinitrid-Schichten [98Stra1]

Wie die Messungen zeigen, reagiert trotz hohem Gasfluß nur sehr wenig Stickstoff mit dem Silizium zu Oxinitrid (Abbildung 5.43). Sobald der Fluß reduziert wird, ist kein Stickstoff mehr nachweisbar (Abbildung 5.44). Die Herstellung von stöchiometrischen SiO₂-Schichten ist mit Hilfe von PEO möglich. Inwieweit auch Oxinitride gewünschter Stöchiometrie möglich sind, muß noch weiter erforscht werden.

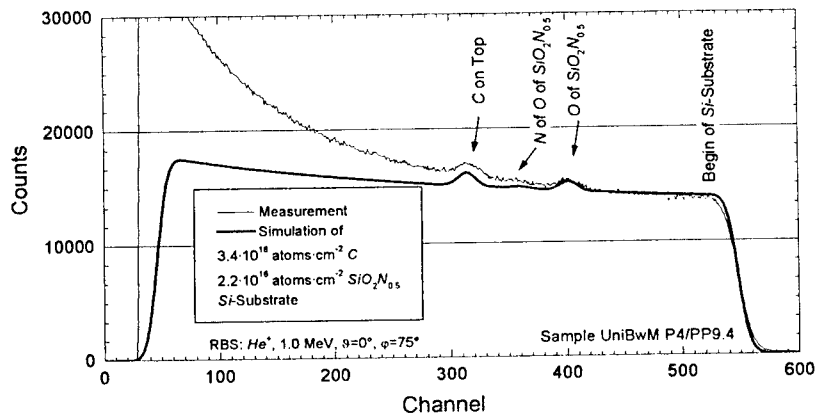


Abbildung 5.43: RBS-Messung einer PEO-Oxinitrid-Schicht mit meßbarem Stickstoffanteil

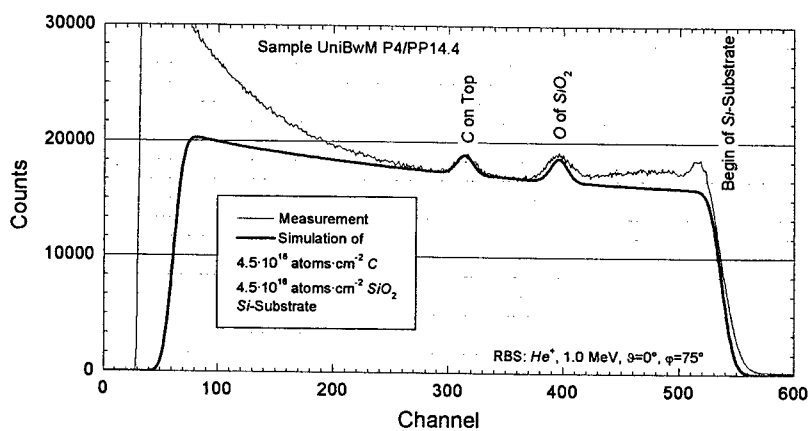


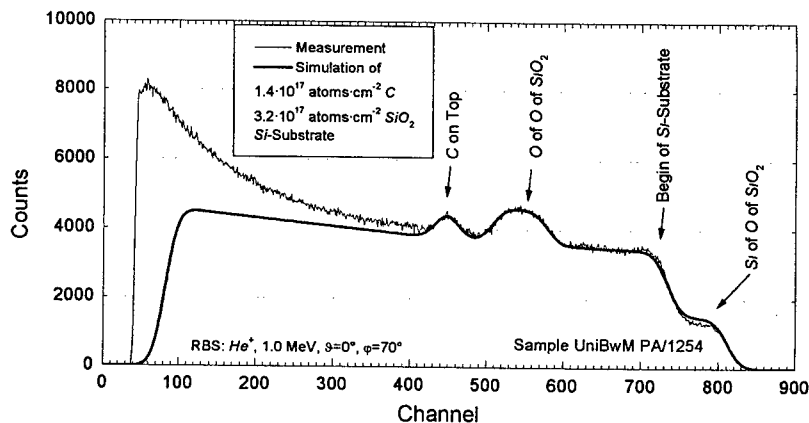
Abbildung 5.44: RBS-Messung einer PEO-Oxinitrid-Schicht ohne meßbarem Stickstoffanteil

O₃EE-Oxidschichten

Anstatt wie bei OEE Sauerstoff während der Silizium-Verdampfung in die Kammer einzulassen, wird bei O₃EE Ozon verwendet [98Neu1]. Tabelle 5.8 zeigt die Herstellungsparameter und Meßwerte einer hergestellten Schicht, Abbildung 5.45 die dazugehörige RBS-Messung.

Probe	O ₂ -Druck [mbar]	Brechungsindex (ELL)	Dicke (ELL) [nm]	SiO _x
				RBS
PA/1254	5·10 ⁻⁴	1.449	50	2.0

Tabelle 5.8: Herstellungsparameter und Meßwerte von OEE-Oxidschichten [98Neu1]

Abbildung 5.45: RBS-Messung einer O₃EE-Oxidschicht

Vergleich der elektrischen Eigenschaften

Die elektrischen Messungen ausgewählter Proben sind in Abbildung 5.46 zu sehen.

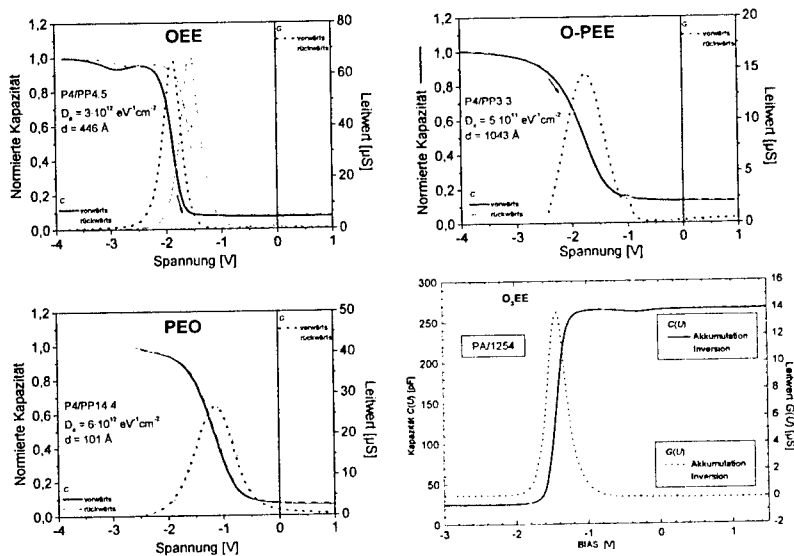


Abbildung 5.46: C(U)- und G(U)-Messung von OEE-, PEE-, PEO- und O₃EE-Isolatorschichten

Die C(U)- und G(U)-Kurven zeigen, daß nur PEO eine gute Qualität des Oxids liefert. Bei OEE, O-PEE und O₃EE dagegen entstehen im Oxid unerwünschte bewegliche Ladungen, was sich in der Hysterese der Kurven zeigt.

Resultate

Insgesamt hat sich gezeigt, daß Isolatoren mit RBS bis zu einer Dicke kleiner 10 nm gemessen werden können. Allerdings wird unter 30 nm die Bestimmung der Stöchiometrie ungenauer, da sich kein Plateau mehr ausbilden kann. Bei der Dickenbestimmung ist darauf zu achten, daß die korrekte Dichte verwendet wird.

5.7 Metalloxide

Metalloxide werden zunehmend in der Sensorik als sensitive Schicht verwendet. Hier am Lehrstuhl wird über dem Kanal eines planaren FETs ein Gate mit einer reaktiven Metalloxidschicht umgedreht montiert (Abbildung 2.5). Änderungen der Austrittsarbeit bei Gasdurchfluß lassen sich so detektieren. Nicht jede Metalloxidschicht ist auf jedes Gas gleich sensitiv, so daß eine Vielzahl von Schichtzusammensetzung erprobt wird.

Die Dicken solcher Schichtsysteme sind unterschiedlich, bewegen sich jedoch meist im Bereich von 50...500 nm. Als Substrat wird gewöhnlich Silizium verwendet. Da die Herstellung dieser Schichten nicht immer einfach zu kontrollieren ist, muß im Nachhinein Stöchiometrie und Dicke bzw. Dichte bestimmt werden. Auch ein etwaiges Diffundieren der Metalle in das Silizium ist zu untersuchen.

SIMS ist für solche Analysen von Metalloxiden nicht verwendungsfähig, da Metalloxide gewöhnlich Isolatoren sind, Referenzen fehlen und Konzentrationsverhältnisse im Bereich 1...99 % liegen.

RBS dagegen ist, falls die Schicht nicht zu dick ist, ein sehr gut geeignetes Verfahren. Mit AES bzw. XPS kann das RBS-Ergebnis zudem verifiziert werden.

Antimon-Oxid (Sb_2O_3) hergestellt durch Funkenerosion

Bei der Funkenerosion (Spark-Ablation) wird ein gepulster Elektronenstrahl mit der Energie von maximal 15 keV und einer Stromdichte von 10^5 A/cm^2 auf ein Target gerichtet. Auf diese Weise wird explosiv Material freigesetzt, welches sich auf einem Substrat wieder niederläßt. Dadurch kann eine einstellbare Schichtdicke des Targetmaterials abgeschieden werden. Im Vergleich zu Methoden mit einem UV-LASER ist hierbei die Abweichung in der Stöchiometrie zwischen Target und abgeschiedener Schicht geringer und liegt nur bei etwa 5 % [94Mue1].

Die Verfahren dienen zur Abscheidung von definiert dicken gassensitiven Schichten von Materialien, die auf andere Weise nur schwer herzustellen wären.

Die RBS-Messung einer durch Funkenerosion hergestellten 100 nm dicken Sb_2O_3 -Schicht auf einem Silizium-Substrat (Abbildung 5.47) ergab genau das stöchiometrische Verhältnis von 40% Antimon zu 60% Sauerstoff [98Sch1].

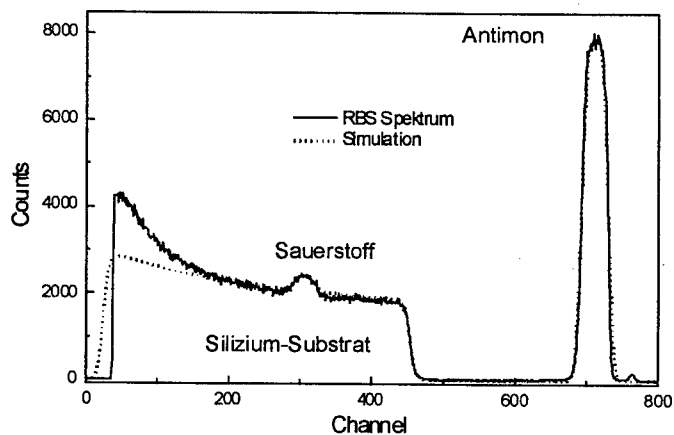


Abbildung 5.47: RBS-Messung und Simulation einer Sb_2O_3 -Schicht auf Silizium-Substrat

Metalloxide hergestellt durch OEE

Mit OEE können nicht nur Siliziumoxid-Schichten hergestellt werden (Seite 111), sondern unter Verwendung anderer Verdampfermaterialien auch andere Oxidschichten. Als Beispiel sind zwei Messungen von Aluminiumoxid dargestellt (Abbildung 5.48 und Abbildung 5.49).

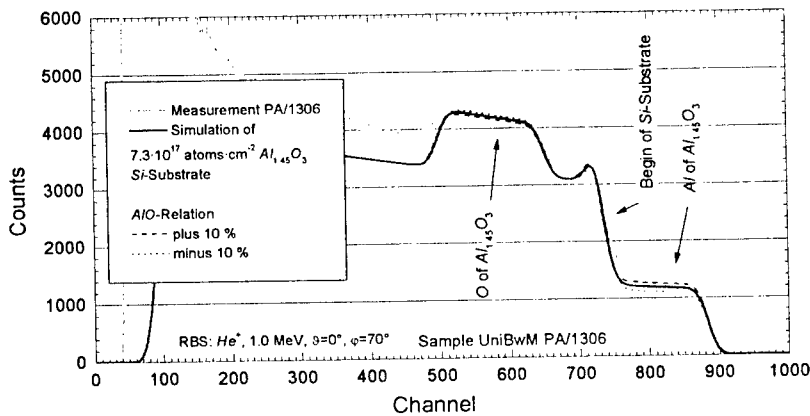


Abbildung 5.48: RBS-Messung von unterstöchiometrischen Aluminiumoxid

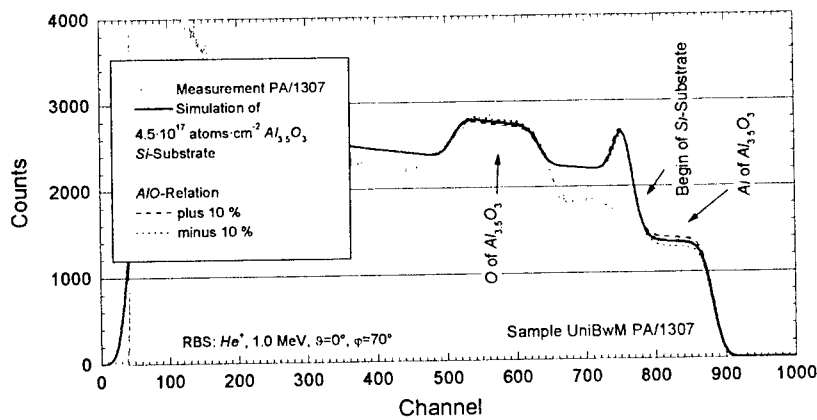


Abbildung 5.49: RBS-Messung von überstöchiometrischen Aluminiumoxid

Allerdings kann die Simulation mit der Messung nicht vollständig in Einklang gebracht werden. Es ist aber zu sehen, daß an der Grenze zum Substrat eine Diffusion stattgefunden hat, denn die Flanken hin zu niedrigeren Kanälen von Aluminium und Sauerstoff sind flacher als die zur Oberfläche hin. SEM-Bilder der beiden Proben zeigen, daß die Oberfläche im ersten Falle etwas glatter als im zweiten ist (Abbildung 5.50).

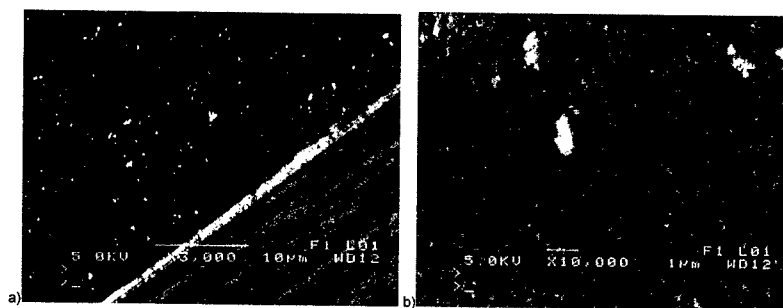


Abbildung 5.50: SEM-Aufnahme von unter- (a) und überstöchiometrischen (b) Aluminiumoxid auf Silizium

Mittels gleicher Herstellungsmethode wurden auch unter Verdampfung von zwei Elementen Indium-Aluminium-Oxid hergestellt und mit RBS vermessen (Abbildung 5.51).

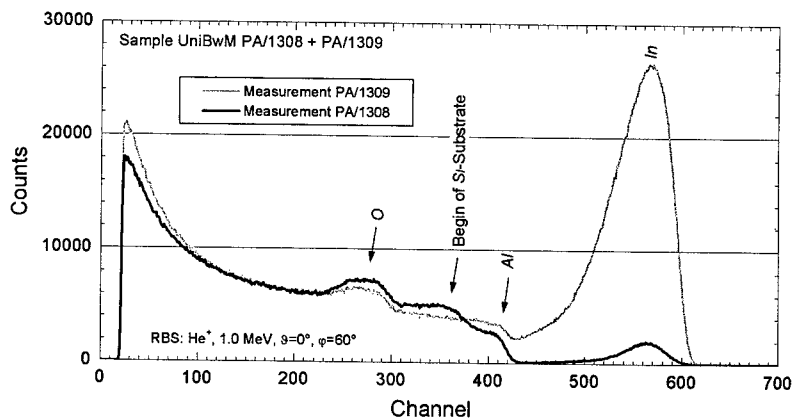


Abbildung 5.51: RBS-Messung von Indium-Aluminium-Oxid

Eine Simulation der beiden dargestellten Messungen ist aufgrund der starken Interdiffusion nicht mehr möglich. Somit kann die Stöchiometrie nicht bestimmt werden, sie ist auf alle Fälle über die Schichtdicke nicht konstant. Dieses verdeutlichen auch folgende SEM-Bilder (Abbildung 5.52). Das Oxid ist auf der Substratoberfläche nicht homogen verteilt, sondern bildet Cluster.

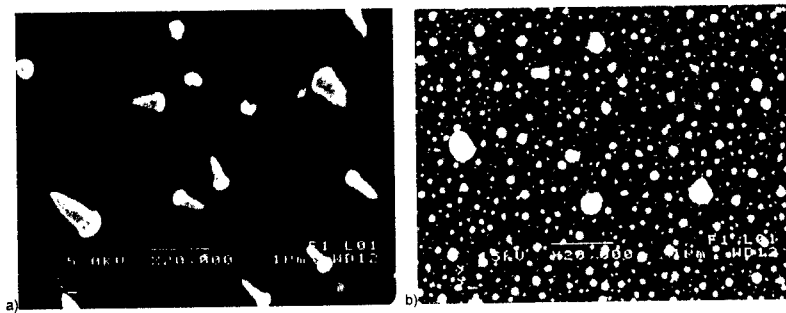


Abbildung 5.52: SEM-Aufnahme zweier Indium-Aluminium-Oxid-Schichten auf Silizium

Abbildung 5.53 zeigt die RBS-Messung einer $NiAlO$ -Schicht auf Silizium. Hier tritt Diffusion von Aluminium in Richtung Oberfläche auf.

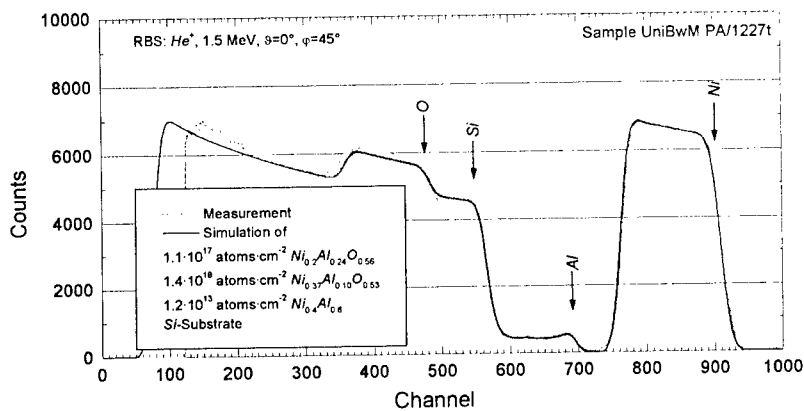


Abbildung 5.53: RBS-Messung von einer $NiAlO$ -Schicht auf Silizium

Resultate

Zu beachten ist, daß RBS nur eine Flächenkonzentration berücksichtigt, d.h. falls die Schicht nicht die theoretische physikalische Dichte besitzt (locker, körnig), ergibt die Interpretation der Messung durch die Simulation eine zu niedrige Dicke. Die Bestimmung der Konzentration dagegen bleibt unberührt, solange die Schicht noch homogen über die Unterlage verteilt ist.

5.8 Fehleranalyse

Fehleranalyse an fertigen Bauelementen, die fehlerhaft oder gar nicht funktionieren, ist ein wichtiger Teil bei der Herstellung.

Sensor-Chip „Run 1“

Ein lateraler MOS-FET ohne Gate, ein sogenannter IS-FET (Abbildung 5.55), dem ein externes speziell behandeltes Gate aufgelegt wurde (HSG-FET), zeigte einen viel zu hohen Leckstrom über das Gate. Vermutet wurde das Fehlen der Isolation (Si_3N_4) durch einen Herstellungsfehler.

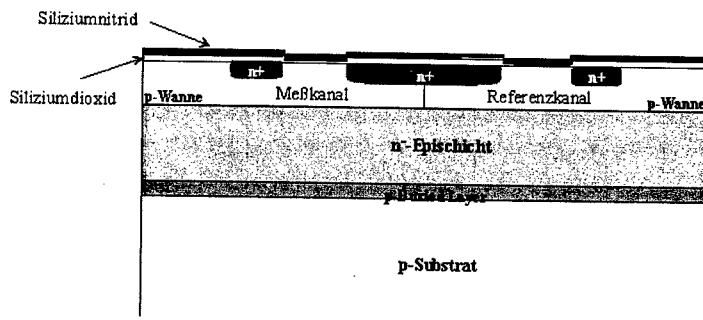


Abbildung 5.54: IS-FET (Schema) [98Boe1]

Herstellungsprozeß

Die Herstellung entspricht einem gewöhnlichen lateralen MOS-FET. In einem Zwischenschritt wird auf die Oxidschicht in einem Fenster über dem Gate noch eine CVD-Nitridschicht als Ätzstop hinzugefügt. Danach wird durch eine naßchemische Ätzung die Schichtfolge bis zu dieser Nitridschicht entfernt, um damit das bei der gewöhnlichen MOS-FET-Produktion vorhandene Gate wieder zu entfernen.

Fehleranalyse

Eine Sichtkontrolle an der Stelle des nicht mehr vorhandenen Gates zeigte durch fehlende Farbwiedergabe, daß wahrscheinlich keine Oxid/Nitridschicht vorhanden ist. Deshalb wurde mit Hilfe von RBS diese Stelle untersucht. Da der Meßpunkt jedoch sehr klein sein mußte und keine Möglichkeit zur Positionierung des Ionenstrahls vorhanden war, wurde einerseits eine Blende von 0.5 mm und andererseits ein LASER als externe Positionierungsreferenz (Abbildung 4.12) verwendet, denn eine Positionskorrektur während der Messung ist nicht möglich.

Ergebnis

Es wurden weder Sauerstoff noch Stickstoff detektiert (Abbildung 5.55). Die Nitridisolation im Bereich des Fensters fehlt. Folglich wurde die Abscheidung des Nitrids ausgelassen, so daß diese beim nachfolgendem naßchemischen Ätzen nicht als Ätzstop fungieren konnte [98Boe1].

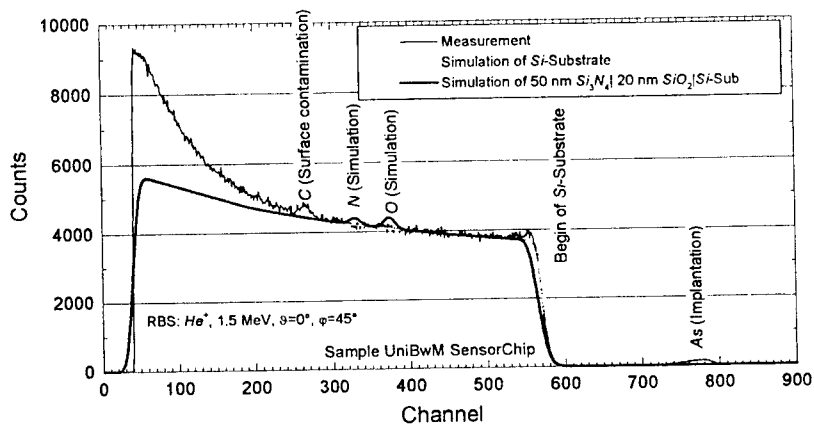


Abbildung 5.55: RBS-Messung eines IS-FET (Sensor-Chip)

5.9 Zusammenfassung

In diesem Kapitel wurde gezeigt, daß mit SIMS und RBS die Kontrolle verschiedener Herstellungsprozesse gut möglich ist.

Dotierprofile können mit SIMS vermessen werden, für Schichtzusammensetzungen ist RBS das geeignete Verfahren.

6 Ausblick

Die verfügbaren Methoden der Halbleiteranalytik für die Prozeßentwicklung und -kontrolle stoßen für die untersuchten Schichtsysteme bald an ihre physikalischen Grenzen.

Konstantdotierungen

Die untere Auflösungsgrenze ist bei der Konzentrationsbestimmung von Konstantdotierungen methodenspezifisch durch die physikalischen Eigenschaften (Ionisierungswahrscheinlichkeit) von Dotierstoffen begrenzt. Mit Hilfe von Cs^+ -Primärionen könnte die minimale nachzuweisende Konzentration von antimon-dotierten Schichten noch etwa um den Faktor 10 verbessert werden.

Die Analyse der Kristallinität von hochdotierten Deckschichten könnte mit Hilfe von Channeling-Messungen untersucht werden. Dazu ist aber noch eine Erweiterung der Steuersoftware des RBS-Goniometers um eine winkelabhängige Datenerfassung zu programmieren.

Deltaschichten

Dadurch, daß durch MBE aufgebrachte Deltaschichten nur wenige Atomlagen dick sind, ist die Bestimmung der Steilheit von Deltaschichten durch die Auflösung der SIMS-Anlage selbst begrenzt. Diese hängt stark von der verwendeten Primärionenenergie ab. Immerhin besteht inzwischen die Möglichkeit, mit Hilfe neuester Quellen Primärionen mit Energien kleiner 1 keV zu erzeugen. Jedoch muß für gute Fokussierung der Strom reduziert werden, so daß nur sehr oberflächennahe Schichten analysiert werden. Die Analyse tiefer vergrabener Deltaschichten ist damit aufgrund des hohen Zeitbedarfs schwer möglich.

Die Verbesserung der Bestimmung von Flächendichten wäre durch weitere Meßreihen zu untersuchen.

Heterostrukturen und Silizide

Solange die Schichten nicht zu dünn sind, können diese mit RBS schnell auf ihre Stöchiometrie hin analysiert werden. Das Verlaufen oder Verschmieren von Schichtübergängen bereitet jedoch aufgrund der Methodik der Auswertung Probleme. Die im Simulator RUMP vorhandene automatische Iterationsroutine PERT ist für solche Schichten zu wenig flexibel. Es müßte um den Simulator herum ein besseres iteratives Programm erstellt werden, welches ausgehend von einem einfachen Verschmieren automatisch eine numerische Verlaufskurve erstellen kann.

Dielektrika

Auch hier ist bei zu dünnen Schichten keine Aussage mehr möglich. Insbesondere der Fall einer sehr dünnen Siliziumnitrid-Schicht auf einem Gate-Oxid, welche als Sperre für die Diffusion des Dotierstoffes aus dem Gate-Kontakt in den Kanal wirken soll, kann mit RBS nicht mehr nachgewiesen werden. Mit Hilfe von TEM wäre eventuell die Detektion dieser dünnen Schicht noch möglich. Alternativ könnte durch die Messung von Sekundäreffekten wie das Ausmaß der Bor-Diffusion mit Hilfe von SIMS ein Nachweis erbracht werden.

Insgesamt können die momentan zur Verfügung stehenden Verfahren aufgrund ihrer physikalischen Wechselwirkung nur noch bedingt mit den neuen Herstellungsverfahren für Schichten mithalten.

Der Trend, immer weiter zu kleineren Dimensionen vorzustoßen, bewirkt, daß zukünftig auch auf Methoden zurückgegriffen werden muß, die atomare Auflösung bieten. Als Beispiel sind STM, AFM und TEM zu nennen. Leider können STM und AFM keine Stöchiometrien von Schichten bestimmen. Mit TEM ist es nur qualitativ möglich, zudem ist die Präparation sehr aufwendig und es können nur Aussagen zu einem lateral eng begrenzten Gebiet gezogen werden.

Für moderne Bauelemente mit Nanometerschichten muß, ausgehend von stöchiometrisch noch meßbaren Schichtsystemen, die Korrelation zwischen den Schichteigenschaften und den daraus resultierenden elektrischen Eigenschaften gefunden werden. Danach sollte ein Rückschluß aus den elektrischen Messungen zu den stöchiometrischen Ergebnissen möglich sein. Somit müssen die Prozesse mehr durch die elektrischen Eigenschaften der entstandenen Bauteile kontrolliert werden. Eine Ursachenforschung bei auftretenden Fehlern wird aber aufgrund fehlender stöchiometrischer Analyse immer schwieriger.

Tabellenverzeichnis

Tabelle Z.1: Zusammenfassung der Stöchiometriebestimmungsmethoden (+ gut, o bedingt, – schlecht)	IV
Tabelle 2.1: Eigenschaften von Dotierstoffen in der Silizium-Technologie [76Wol1], [87Ang1], [88Kas1].....	5
Tabelle 2.2: Auflistung und Vergleich der Herstellungsprozesse für SiO ₂	9
Tabelle 3.1: Analyseverfahren abhängig von der Anregung [79Brül], [84Wer1], [89Wal1], [91Han1], [92Con1], Abkürzungen siehe Glossar (Seite 136) bzw. später in diesem Kapitel	11
Tabelle 3.2: Analysemethoden abhängig vom angewandten Wechselwirkungsprozeß	12
Tabelle 3.3: Optisches Mikroskop (Eigenschaften)	12
Tabelle 3.4: Ellipsometrie (Eigenschaften)	13
Tabelle 3.5: Ultraviolett-Photoelektronen-Spektroskopie (Eigenschaften)	14
Tabelle 3.6: Laserinduzierte Ionenmassenanalyse (Eigenschaften)	15
Tabelle 3.7: Röntgenbeugung (Eigenschaften)	15
Tabelle 3.8: Röntgenstrahlinduzierte Photoelektronen-Spektroskopie (Eigenschaften)	16
Tabelle 3.9: Röntgenfluoreszenzanalyse (Eigenschaften)	17
Tabelle 3.10: Augerelektronen-Spektrometrie (Eigenschaften)	18
Tabelle 3.11: Energieverteilte Röntgenspektroskopie (Eigenschaften)	18
Tabelle 3.12: Rasterelektronenmikroskopie (Eigenschaften)	19
Tabelle 3.13: Transmissionselektronenmikroskopie (Eigenschaften)	20
Tabelle 3.14: Niederenergetische Elektronenbeugung (Eigenschaften)	21
Tabelle 3.15: Reflektierende hochenergetische Elektronenbeugung (Eigenschaften)	22
Tabelle 3.16: Energieverlust-Elektronenspektroskopie (Eigenschaften)	23
Tabelle 3.17: Positronen-Anihilations-Spektroskopie (Eigenschaften)	23
Tabelle 3.18: Protonen-, Partikel- und Ioneninduzierte Röntgenemissionsanalyse (Eigenschaften)	24
Tabelle 3.19: Ionenstreuungsspektrometrie (Eigenschaften)	24
Tabelle 3.20: Rutherfordische Rückstreuungs-Spektrometrie (Eigenschaften)	25
Tabelle 3.21: Unterschiede von statischem und dynamischen SIMS (+ möglich, – nicht möglich)	26
Tabelle 3.22: Sekundärionen-Massenspektrometrie (Eigenschaften)	27
Tabelle 3.23: Sekundärneutraltelchen-Massenspektrometrie (Eigenschaften)	27
Tabelle 3.24: Nukleare Reaktionsanalyse (Eigenschaften)	28
Tabelle 3.25: Typische NAA-Reaktionen [86Fel1]	28
Tabelle 3.26: Neutronen-Aktivierungsanalyse (Eigenschaften)	28
Tabelle 3.27: Rastertunnelmikroskopie (Eigenschaften)	29
Tabelle 3.28: Atomare Kraftmikroskopie (Eigenschaften)	30
Tabelle 3.29: Zusammenfassende Übersicht von Eigenschaften der aufgeführten Analyseverfahren (nach [79Brül], [87Ben2], [89Wal1] & [92Con1])	31
Tabelle 4.1: Verschiedene Werte des kinematischen Faktors K abhängig von Targetatom und Stoßwinkel mit Primärion ⁴ He ⁺ , M ₁ = 4 amu, E ₀ = 1.0 MeV (berechnet mit Gleichung 4.1)	34
Tabelle 4.2: Verschiedene Werte des Wirkungsquerschnitts σ abhängig von Targetatom, Stoßwinkel und Energie des Primärions ⁴ He ⁺ , Z ₁ = 2 [89CGS1]	35
Tabelle 4.3: Theoretische Detektor-Ausbeuten einer 100 nm dicken dotierten Silizium-Schicht Primärion ⁴ He ⁺ , E ₀ = 1.0 MeV, θ = 150°, Ω = 3.5 msr	36
Tabelle 4.4: Verschiedene Werte der stopping cross-section ε abhängig von Targetatom und Energie des Primärions ⁴ He ⁺ [86Fel1]	37
Tabelle 4.5: Maximale theoretische Eindringtiefe in Silizium abhängig von der Energie des Primärions ⁴ He ⁺ (berechnet mit SRIM)	38
Tabelle 4.6: RBS-Massenauflösung Δm für ausgewählte Targetatome, m/Δm aus Abbildung 4.6	41

Tabelle 4.7: Meß- und Simulationswerte für 130 nm LPCVD-Nitrid auf Silizium	43
Tabelle 4.8: Beispiele für Atomdichten von in der Silizium-Halbleitertechnologie wichtigen Materialien [85Sze1] ⁽¹⁾ [89CGS1] ⁽²⁾	43
Tabelle 4.9: Ergebnis Nullabgleich ADC mittels Pulser	47
Tabelle 4.10: Energien der Isotope des α -Teilchenstrahlers	47
Tabelle 4.11: Ergebnis Kalibrierung Primärionenenergie	50
Tabelle 4.12: Reaktions-Schwellenenergie für Protonen auf Lithium [78Dec1]	50
Tabelle 4.13: Resonanzenergien für Protonen auf Aluminium [78Dec1]	50
Tabelle 4.14: Energie pro Nukleon bei Ionenenergie von 2.5 MeV	52
Tabelle 4.15: Ortsdosisleistungsgrenzen für den genehmigungsfreien Betrieb	52
Tabelle 4.16: Arten der Massenspektrometer bei SIMS im Vergleich [89Vic1]	57
Tabelle 4.17: Implantationswerte in Silizium für SIMS-Standards, berechnet mit SRIM [96Ziel]	58
Tabelle 4.18: Einige Sputterausbeuten für O_2^+ Primärionen mit 20 keV [82Tsu1]	60
Tabelle 4.19: Einige Sputterraten abhängig von Kraterfläche und Primärionenstrom für O_2^+ Primärionen in Silizium mit 20 keV, $Y = 0.29$, $n = 2$, $c = 5 \cdot 10^{22}$ Atome cm^{-3}	61
Tabelle 4.20: Rohdaten einer SIMS-Messung	65
Tabelle 4.21: Einige RSFs für Silizium (Quadrupol-SIMS) [89Will]	66
Tabelle 4.22: Reale Parameter einer SIMS-Messung zur Bestimmung der Sensitivität	67
Tabelle 4.23: Minimale theoretische Sensitivität bei einem SIMS-Quadrupol-Massenanalysator abhängig von der Einstellung des Tors, bezogen auf die Werte aus Tabelle 4.22	67
Tabelle 4.24: Typische Verunreinigungen aus der Primärionenquelle bei SIMS	68
Tabelle 4.25: SIMS-Masseninterferenzen bei Silizium und O_2^+ -Primärionen nach [89Will] und eigenen Erfahrungen	70
Tabelle 4.26: Relative Häufigkeit verschiedener SIMS-Masseninterferenzen (errechnet mit SIMSSIMU) ...	71
Tabelle 4.27: Auswirkungen bei Variation von wichtigen Parameter einer SIMS-Messung	74
Tabelle 4.28: Meßergebnisse von Bor-Dotierstufen in Silizium (P3/219) zu verschiedenen Zeitpunkten	75
Tabelle 4.29: Meßergebnisse der Antimon-Dotierstufen in Silizium (P3/242) zu verschiedenen Zeitpunkten	76
Tabelle 4.30: Flankensteilheiten (Tiefenauflösungs-Test)	80
Tabelle 4.31: Flächenkonzentration von Bor-Deltas, gemessen mit verschiedenen Primärionenenergien	82
Tabelle 4.32: Flächenkonzentration von Antimon-Deltas, gemessen mit verschiedenen Primärionenenergien	83
Tabelle 4.33: Eigenschaften der Modi eines Quadrupolmassenanalysators (+ gut, – schlecht)	83
Tabelle 5.1: Flankensteilheit eines MBE-Schichtsystems mit Bor-dotiertem Silizium als Tiegelmateriale	89
Tabelle 5.2: Flächenkonzentrationen eines Antimon-Deltas, bestimmt mit RBS und SIMS	95
Tabelle 5.3: Konzentrationsverhältnisse von verschiedenen SiGe-Schichten	106
Tabelle 5.4: Herstellungsparameter und Meßwerte von OEE-Oxidschichten [98Stra1]	111
Tabelle 5.5: Herstellungsparameter und Meßwerte von PEE-Oxidschichten [98Stra1]	113
Tabelle 5.6: Herstellungsparameter und Meßwerte von PEE-Oxinitrid-Schichten [98Stra1]	115
Tabelle 5.7: Herstellungsparameter und Meßwerte von PEO-Oxid-/Oxinitrid-Schichten [98Stra1]	116
Tabelle 5.8: Herstellungsparameter und Meßwerte von OEE-Oxidschichten [98Neu1]	117
Tabelle A.1: Geräteeinstellungen SIMS-Anlage Atomika A-DIDA 3000-30	140
Tabelle A.2: Geräteeinstellungen Beschleuniger High Voltage AN-2500	141
Tabelle A.3: Geräteeinstellungen der RBS-Meßkette	141

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Schematischer Aufbau eines MOS-FETs [98Mat1].....	1
Abbildung 1.2: Schematischer Schichtaufbau eines MOD-FETs [96Rup1]	2
Abbildung 1.3: Schematischer Schichtaufbau einer LASER-Diode [81Sze1].....	2
Abbildung 1.4: Schematischer Schichtaufbau einer Tunnelstruktur	3
Abbildung 1.5: Vertikaler MOS-FET (Schema) [98Kae1]	3
Abbildung 2.1: Dampfdruck von Dotierstoffen bei verschiedenen Temperaturen in der Silizium-Technologie [72Gra1]	6
Abbildung 2.2: Triangular-Barrier-Diode (Schema), gestrichelt ist die Anordnung des Gates für einen auf einer TBD aufbauenden vertikalen Transistor dargestellt [98Kae1]	7
Abbildung 2.3: Schematischer Schichtaufbau eines Hetero-Bipolar-Transistors (HBT).....	7
Abbildung 2.4: Schematischer Schichtaufbau eines Metal-Base-Transistors (MBT) [91Han1].....	8
Abbildung 2.5: HSG-FET (Schema) [98Sch1]	9
Abbildung 3.1: Ellipsometrie (Schema).....	13
Abbildung 3.2: Winkelaufgelöste Ultraviolett-Photoelektronen-Spektroskopie (Schema) [92Con1]	14
Abbildung 3.3: Röntgeninduzierte Photoelektronen-Spektroskopie (Schema) [92Con1].....	16
Abbildung 3.4: Röntgenfluoreszenzanalyse (Schema) [79Brü1]	16
Abbildung 3.5: Augerelektronen-Spektrometrie (Schema) [86Fel1]	17
Abbildung 3.6: Rasterelektronenmikroskopie (Schema) [79Brü1].....	19
Abbildung 3.7: Transmissionselektronenmikroskopie (Schema) [92Con1].....	20
Abbildung 3.8: Niederenergetische Elektronenbeugung (Schema) [86Fel1]	21
Abbildung 3.9: Reflektierende hochenergetische Elektronenbeugung (Schema) [92Con1]	22
Abbildung 3.10: Energieverlust-Elektronenspektroskopie (Schema) [79Brü1].....	22
Abbildung 3.11: Ioneninduzierte Röntgenemissionsanalyse (Schema) [79Brü1].....	23
Abbildung 3.12: Niederenergetische Ionenstreuung (Schema) [92Con1].....	24
Abbildung 3.13: Rutherford'sche Rückstreuungs-Spektrometrie (Schema) [89Wal1]	25
Abbildung 3.14: Sekundärionen-Massenspektrometrie (Schema) [86Fel1].....	26
Abbildung 3.15: Sekundärneutraltteilchen-Massenspektrometrie (Schema) [86Fel1].....	27
Abbildung 3.16: Rastertunnelmikroskopie (Schema) [92Con1]	29
Abbildung 3.17: Atomares Kraftmikroskop (Schema) [88Han1]	30
Abbildung 3.18: Nachweisgrenze und laterale Auflösung verschiedener Analyseverfahren [98Eis1]	32
Abbildung 4.1: Elastische Kern-Kern-Streuung bei RBS (Prinzipbild) [86Fel1]	33
Abbildung 4.2: Energieverlust bei stopping cross-section (Prinzip) [89Wal1]	36
Abbildung 4.3: Rutherford-Streuung an einem Gemisch von 2 Elementen [89Wal1].....	39
Abbildung 4.4: Rutherford-Streuung an einer dünnen SiGe-Schicht	39
Abbildung 4.5: Rutherford-Streuung an dickeren SiGe-Schichten bei gleichen Parametern.....	40
Abbildung 4.6: Theoretische Berechnung der RBS-Massenauflösung $m/\Delta m$	40
Abbildung 4.7: Theoretische RBS-Spektrum eines Zweischichtsystems [89Wal1]	41
Abbildung 4.8: RBS-Messung einer 130 nm dicken Si_3N_4 -Schicht auf Silizium-Substrat	42
Abbildung 4.9: Beschleuniger am Lehrstuhl für Mikrosystemtechnik (UniBwM).....	45
Abbildung 4.10: Signallaufplan RBS-Messung	46
Abbildung 4.11: Messung des α -Teilchenstrahlers über etwa 19 Tage	48
Abbildung 4.12: LASER als externe Strahl-Positionsreferenz bei RBS	51
Abbildung 4.13: RBS-Messung von 63 nm dünnen SiO_2 auf Silizium	53
Abbildung 4.14: Vergleich der RBS-Messung mit Variationen in der Simulation der Stöchiometrie.....	54

Abbildung 4.15: Vergleich der RBS-Messung mit Variationen in der Simulation der Schichtdicke	55
Abbildung 4.16: Schema einer Cameca IMS 3f [89Wal1]	56
Abbildung 4.17: Schema eines TOF-SIMS [92Con1]	57
Abbildung 4.18: Mit SRIM simulierte Implantationsprofile	58
Abbildung 4.19: Schema der Atomika 3000-30 am Lehrstuhl für Mikrosystemtechnik (UniBwM)	59
Abbildung 4.20: Electronic Gate bei Quadrupol-SIMS [86Fel1]	60
Abbildung 4.21: SIMS-Messung einer Implantationsreferenz und anschließend zwei verschiedener Bor-dotierten Substrate	65
Abbildung 4.22: SIMS-Massenscan verschiedener Substrate	69
Abbildung 4.23: SIMS-Messung - Vergleich von der Bestimmung einer Antimon-Konzentration ohne und mit Korrektur von Si_2O_4^+	71
Abbildung 4.24: Schichtaufbau der in Treppenform dotierten Schichten mit a) Bor [verschiedene Heizströme der Zelle] und b) Antimon [verschiedene Shutteröffnungen der Zelle]	75
Abbildung 4.25: SIMS-Messung von mit Bor in Treppenform dotierte Silizium-Schichten	76
Abbildung 4.26: Abweichungen der Höhen der a) Bor- und b) Antimon-Plateaus	76
Abbildung 4.27: SIMS-Messung von mit Antimon in Treppenform dotierte Silizium-Schichten	77
Abbildung 4.28: Schichtaufbau der a) Bor- und b) Antimon-dotierten Doppelschichten	78
Abbildung 4.29: SIMS-Messung einer MBE-Schichtfolge zum Test der Bor-Tiefenauflösung	78
Abbildung 4.30: SIMS-Messung einer MBE-Schichtfolge zum Test der Antimon-Tiefenauflösung	79
Abbildung 4.31: SIMS-Messung von Antimon-Deltaschichten in Silizium	79
Abbildung 4.32: SIMS-Messung zum Test der Bor-Tiefenauflösung - Cameca-Anlage (Fa. Gemetec)	80
Abbildung 4.33: SIMS-Messung zum Test der Antimon-Tiefenauflösung - Cameca-Anlage (Fa. Gemetec)	81
Abbildung 4.34: TEM-Aufnahme einer MBE-Schichtfolge mit 3 Antimon-Deltas (P3/226)	81
Abbildung 4.35: SIMS-Messung von Bor-Deltaschichten bei verschiedenen Primärionenenergien	82
Abbildung 4.36: SIMS-Messung von Antimon-Deltaschichten bei verschiedenen Primärionenenergien	83
Abbildung 5.1: Prinzipieller Aufbau einer Schattenmaske und MBE-Wachstum: mit dotiertem Verdampfermaterial (links), Koevaporation (rechts)	86
Abbildung 5.2: SIMS-Messung Antimon-Dotierstufen in α -Silizium	87
Abbildung 5.3: RBS-Messung einer maximal Antimon-dotierten Silizium-Schicht	87
Abbildung 5.4: SIMS-Messung einer maximal Antimon-dotierten Silizium-Schicht	88
Abbildung 5.5: SIMS-Messung eines MBE-Schichtsystems mit Bor-dotiertem Silizium als Verdampfermaterial	89
Abbildung 5.6: SIMS-Messung von Antimon-dotiertem Tiegelmateriale	90
Abbildung 5.7: SIMS-Messung eines mit Antimon-dotiertem Tiegelmateriale aufgetragenen Schichtsystems	90
Abbildung 5.8: SIMS-Messung eines mit Antimon-dotiertem Tiegelmateriale aufgetragenen Schichtsystems	91
Abbildung 5.9: i-p-i-n-i-Schichtsystem, gewachsen mit dotiertem Tiegelmateriale	92
Abbildung 5.10: Bor-Deltaschichten vermessen mit einer Cameca-SIMS-Anlage (links) und einem Ätzprofiler (rechts) [95Bar1]	93
Abbildung 5.11: SIMS-Messung eines Antimon-Deltas in Silizium	94
Abbildung 5.12: RBS-Messung eines Antimon-Deltas in Silizium	94
Abbildung 5.13: Korrigierte RBS-Messung eines Antimon-Deltas in Silizium	95
Abbildung 5.14: SIMS-Messung einer TBD mit n-Delta	97
Abbildung 5.15: SIMS-Messung NanoMOS P3/357	98
Abbildung 5.16: SIMS-Messung NanoMOS P3/355	99
Abbildung 5.17: SIMS-Messung NanoMOS P3/351	99
Abbildung 5.18: SIMS-Messung NanoMOS P3/354	100
Abbildung 5.19: RBS-Messung von NanoMOS P3/455 „as-grown“	100
Abbildung 5.20: SIMS-Messung von NanoMOS P3/455 „as-grown“	101
Abbildung 5.21: SIMS-Messung Power-NanoMOS mit konstantdotierter aktiver Zone (P3/462)	102

Abbildung 5.22: SIMS-Messung Power-NanoMOS mit deltatdotierter aktiver Zone (P3/457)	102
Abbildung 5.23: Transferkennlinie Power-NanoMOS mit konstantdotierter (links) und mit deltatdotierter (rechts) aktiver Zone	103
Abbildung 5.24: Transferkennlinie NanoMOS mit doppel-deltadotierter aktiver Zone	103
Abbildung 5.25: SIMS-Messung NanoMOS mit doppel-deltadotierter aktiver Zone	104
Abbildung 5.26: Schema des vertikalen MOS-Inverters	104
Abbildung 5.27: SIMS-Messung NanoMOS-Inverter	105
Abbildung 5.28: RBS-Messung einer $\text{Si}_{0.83}\text{Ge}_{0.17}$ -Schicht auf Silizium	106
Abbildung 5.29: SIMS-Messungen von MOD-FETs	107
Abbildung 5.30: RBS-Messung einer Co-Schicht auf Silizium bei verschiedenen Behandlungen	108
Abbildung 5.31: Schema einer Co/Si/Ge-Heterostruktur (Dicken nominell)	108
Abbildung 5.32: AES-Messung einer Co/Si/Ge-Heterostruktur	109
Abbildung 5.33: RBS-Messung einer Co/Si/Ge-Heterostruktur	109
Abbildung 5.34: SIMS-Messung einer Co/Si/Ge-Heterostruktur	110
Abbildung 5.35: RBS-Messung einer stöchiometrischen OEE-Oxidschicht	112
Abbildung 5.36: RBS-Messung einer nicht stöchiometrischen OEE-Oxidschicht	112
Abbildung 5.37: RBS-Messung einer stöchiometrischen PEE-Oxidschicht	113
Abbildung 5.38: RBS-Messung einer nicht stöchiometrischen PEE-Oxidschicht	113
Abbildung 5.39: MOS-Oxinitrid-Gate-Isolator (Schema)	114
Abbildung 5.40: RBS-Simulation eines vergrabenen MOS-Oxinitrid-Gate-Isolator	114
Abbildung 5.41: RBS-Messung einer PEE-Oxinitrid-Schicht mit viel Stickstoffanteil	115
Abbildung 5.42: RBS-Messung einer PEE-Oxinitrid-Schicht mit wenig Stickstoffanteil	115
Abbildung 5.43: RBS-Messung einer PEO-Oxinitrid-Schicht mit meßbarem Stickstoffanteil	116
Abbildung 5.44: RBS-Messung einer PEO-Oxinitrid-Schicht ohne meßbarem Stickstoffanteil	117
Abbildung 5.45: RBS-Messung einer O_3EE -Oxidschicht	117
Abbildung 5.46: C(U)- und G(U)-Messung von OEE-, PEE-, PEO- und O_3EE -Isolatorschichten	118
Abbildung 5.47: RBS-Messung und Simulation einer Sb_2O_3 -Schicht auf Silizium-Substrat	119
Abbildung 5.48: RBS-Messung von unterstöchiometrischen Aluminiumoxid	120
Abbildung 5.49: RBS-Messung von überstöchiometrischen Aluminiumoxid	120
Abbildung 5.50: SEM-Aufnahme von unter- (a) und überstöchiometrischen (b) Aluminiumoxid auf Silizium	121
Abbildung 5.51: RBS-Messung von Indium-Aluminium-Oxid	121
Abbildung 5.52: SEM-Aufnahme zweier Indium-Aluminium-Oxid-Schichten auf Silizium	122
Abbildung 5.53: RBS-Messung von einer NiAlO -Schicht auf Silizium	122
Abbildung 5.54: IS-FET (Schema) [98Boel]	123
Abbildung 5.55: RBS-Messung eines IS-FET (Sensor-Chip)	124
Abbildung A.1: Spezifischer Widerstand zu Ladungsträgerkonzentration für n-Dotierung von Silizium	142
Abbildung A.2: Spezifischer Widerstand zu Ladungsträgerkonzentration für p-Dotierung von Silizium	142

Literaturverzeichnis

- [65Dea1] D.E.Deal, A.S.Grove: Journal of Applied Physics, 36, 1965, 3770
- [72Gra1] D.E.Gray (coordinating editor): American Institute of Physics Handbook; McGraw-Hill Inc.: New York; 1972
- [76Wol1] H.F.Wolf: Silicon Semiconductor Data; p. 155, Pergamon, New York; 1976
- [78Dec1] G.Deconninck: Introduction To Radioanalytical Physics; Elsevier Scientific Publishing Company; Amsterdam; 1978
- [79Ben1] A.Benninghoven, C.A.Evans Jr., R.A.Powell, R.Shimizu, H.A.Storms (Eds.): Secondary Ion Mass Spectrometry, Proceedings of SIMS II; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1979
- [79Brü1] O.Brümmer (Hrsg.): Handbuch Festkörperanalyse mit Elektronen, Ionen und Röntgenstrahlen: VEB Deutscher Verlag der Wissenschaften; Berlin, 1979
- [81Sze1] S.M.Sze: Physics Of Semiconductor Devices; John Wiley & Sons, New York; 1981
- [82Ben1] A.Benninghoven, J.Giber, J.László, M.Riedel, H.W.Werner (Eds.): Secondary Ion Mass Spectrometry, Proceedings of SIMS III; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1982
- [82Fre1] H.Frenzel, J.L.Maul; Advances in Ion Probes A-DIDA; Secondary Ion Mass Spectrometry. Proceedings of SIMS III; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1982
- [82Mag1] C.W.Magee, R.E.Honig, C.A.Evans Jr.: Depth Profiling by SIMS: Depth Resolution, Dynamic Range and Sensitivity; Secondary Ion Mass Spectrometry, Proceedings of SIMS III; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1982
- [82Tsu1] K.Tsunoyama, T.Suzuki, Y.Ohashi, M.Konishi: Sputtering of Metals with 20 keV O₂⁺; Characteristic Etch Patterns, Sputtered Atom Yields and Secondary Ion Mass Spectra; Secondary Ion Mass Spectrometry, Proceedings of SIMS III; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1982
- [84Bec1] A.Beck: Siliziumepitaxie im Ultrahochvakuum; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1984
- [84Ben1] A.Benninghoven, J.Okano, R.Shimizu, H.W.Werner (Eds.): Secondary Ion Mass Spectrometry, Proceedings of SIMS IV; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1984
- [84Bou1] P.R.Bouewin, H.W.Werner: Quantitative SIMS Depth Profiling of Semiconductor Materials and Devices; Proceedings of SIMS IV; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1984
- [84Cle1] J.B.Clegg: Memory Effects in Quadrupole SIMS; Proceedings of SIMS IV; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1984
- [84Kon1] F.Konishi, Y.Yoshioka, K.Kuaso: The Use of SIMS for Semiconductor Processing Technology: The Influence of Oxygen at Depth Profiling; Proceedings of SIMS IV; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1984
- [84Kot1] M.Kotera, D.B.Wittry: Parameters Influencing Ion Intensities for Quadrupole SIMS Instruments; Proceedings of SIMS IV; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1984
- [84Lid1] E.Lidzbarski, J.D. Brown: Selective Sputtering and Ion Beam Mixing Effects on SIMS Depth Profiles; Proceedings of SIMS IV; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1984
- [84McP1] D.S.McPhail, M.D.Dowsett, E.H.C.Parker: Charge Compensation During SIMS Depth Profiling of Multilayer Structures Containing Resistive and Insulating Layers; Proceedings of SIMS IV; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1984
- [85Bin1] G.Binnig, H.Rohrer: The Scanning Tunneling Microscope; Scientific American, 253, 50; 1985
- [85Sze1] S.M.Sze: Semiconductor Devices, Physics And Technology; John Wiley & Sons, New York; 1985

- [86Ben1] A.Benninghoven, R.J.Colton, D.S.Simons, H.W.Werner (Eds.): Secondary Ion Mass Spectrometry, Proceedings of SIMS V; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1986
- [86Bin1] G.Binnig, C.F.Quate, Ch.Gerber: Atomic Force Microscope; Physical Review Letters, Vol. 56, No. 9; 1986
- [86Fel1] L.V.Feldman, J.W.Mayer: Fundamentals Of Surface And Thin Film Analysis; Elsevier Science Publishing Co., Inc.; New York; 1989
- [86Gra1] M.Grasserbauer, H.J.Dudek, M.F.Ebel: Angewandte Oberflächenphysik; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1986
- [87Ang1] R.Angelzcci, A.Armigliato, E.Landi, D.Nobili, S.Solmi: ESSDERC Conference Bologna; 1987
- [87Ben1] A.Benninghoven, F.G.Huber, H.W.Werner (Eds.): Secondary Ion Mass Spectrometry, Proceedings of SIMS VI; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1987
- [87Ben2] A.Benninghoven, A.M.Rüdenauer, H.W.Werner: Secondary Ion Mass Spectrometry, Basics Concepts, Instrumental Aspects, Applications and Trends; John Wiley & Sons; New York; 1987
- [87Ben1] A.Benninghoven, F.G.Huber, H.W.Werner (Eds.): Secondary Ion Mass Spectrometry, Proceedings of SIMS VI; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1987
- [87Lit1] S.D.Littlewood, J.A.Kilner, S.Biswas: The Effect of E-Beam Charge Compensation in the Analysis of SiO₂; Proceedings of SIMS VI; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1987
- [87Ste1] F.A.Stevie, P.M.Kahora, S.Singh, L.Kroko: Atomic and Molecular Relative Secondary Ion Yields of 46 Elements in Si for O₂⁺ and Cs⁺ bombardement; Proceedings of SIMS VI; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1987
- [88Han1] P.K. Hansma, V.B.Elings, O.Marti, C.E.Bracker: Scanning Tunneling Microscopy and Atomic Force Microscopy: Application to Biology and Technology; Science 242, No. 4876; 14.10.1988
- [88Kas1] E.Kasper, J.C.Bean: CRC Press, Inc.; Boca Raton; I/II; 1998
- [88Lee1] J.Lee, C.Hu: Proc. of the Symp. Proc. on VLSI Technology, 1988, 49
- [88Tu1] K.N.Tu, R.Rosenberg: Analytical Techniques For Thin Films; Academic Press, Inc; London; 1988
- [89Bri1] D.Briggs, A.Brown, J.C.Vickerman: Handbook Of Static Secondary Ion Mass Spectrometry; John Wiley & Sons; Chichester; 1989
- [89Bov1] G.G.Bovard, J.Ramm, R.Hora, F.Hanselmann: Silicon nitride thin films by low voltage reactive ion plating - optical properties and composition; Applied Optics, Vol. 28, No. 20; 1989
- [89CGS1] Computer Graphics Service: RUMP Manual, 1989
- [89Vic1] J.C.Vickerman, A.Brown, N.M.Reed: Secondary Ion Mass Spectrometry - Principles and Applications; Clarendon Press; Oxford; 1989
- [89Wal1] J.M.Walls (Ed.): Methods Of Surface Analysis; Cambridge University Press; 1989
- [89Wil1] R.G.Wilson, F.A.Stevie, C.W.Magee: Secondary Ion Mass Spectrometry - A Practical Handbook For Depth Profiling And Bulk Impurity Analysis, John Wiley & Sons; New York; 1989
- [89Ze1] H.P.Zeindl: Deltadotierprofile in Silizium; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1989
- [90Luc1] G.Lucovski, S.S.Kim, J.T.Fitch: Journal of Vacuum Science and Technology, B (8) 4, Jul/Aug. 1990, 822-831
- [91Han1] W.Hansch: Technologie und Charakterisierung einkristalliner Transistor-Strukturen mit Metall-Basis; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1991
- [92Con1] D.J.O'Conner, B.A.Sexton, R.St.C.Smart (Eds.): Surface Analysis Methods In Material Science; Springer-Verlag Berlin Heidelberg; 1992

- [92Ham1] E.Hammerl: Lokale Epitaxie für die Silizium-Nanoelektronik; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1992
- [92Ish1] A.Ishitani, A.Karen, Y.Nkagawa, M.Uchida, N.Hatada, K.Okuno, F.Soeda: S Study Of Ion Beam Induced Surface Roughening And Its Effect On SIMS Depth Profiling; Proceedings of SIMS VIII; John Wiley & Sons; 1992
- [92Jou1] O.Joubert, R.Burke, L.Vallier, C.Martinet: Applied Physics Letters 62, 1992, 229
- [93Neu1] A.Neubecker: Prozeßentwicklung und Charakterisierung von Niederenergie-Plasmaoxiden (Plasma Enhanced Evaporation); Diplomarbeit an der Universität der Bundeswehr München; 1993
- [94Ato1] Atomika Instruments: Basic considerations relating to depth calibration and concentration in SIMS depth profiling with the ATOMIKA 4000 ion microprobe; Handout, European ATOMIKA SIMS Users Meeting 1995;
- [94Bie1] P.Bieringer: Entwicklung einer in-situ Plasmareinigung für die Molekularstrahlepitaxie; Diplomarbeit an der Universität der Bundeswehr München; 1994
- [94Mue1] G.Müller, M.Konijnenberg, G.Krafft, C.Schultheiss: Deposition By Means of Pulsed Electron Beam Ablation; Bericht; Forschungszentrum Karlsruhe; 1994
- [94Wil1] P.Willutzki: Verbesserung und Erweiterung des gepulsten Positronenstrahlsystems für temperaturabhängige Lebensdaueremessungen in Festkörpern; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1994
- [95Bar1] J.Barthel: Delta-Dotierstrukturen in der lokalen Silizium-Epitaxie; Diplomarbeit an der Universität der Bundeswehr München; 1995
- [95Neu1] A.Neubecker, P. Bieringer, W.Hansch, I.Eisele: Plasma-enhanced evaporation of SiO₂ films for MBE-grown MOS devices; Journal of Crystal Growth 157; Elsevier; 1995
- [96Mis1] V.Misra, W.K.Henson, E.M.Vogel, G.A.Hames, P.K.McLarty, J.R.Hauser, J.J.Wortman: IEEE Transactions on Electronic Devices 43 (4) 636-645; April 1996
- [96Rup1] T.Rupp: Silizium-Germanium-Heterostrukturbaulemente für die Nanoelektronik; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1996
- [96Str1] A.Strass, W.Hansch, A.Neubecker, P.Bieringer, A.Fischer, I.Eisele: SiO₂ Film Growth at Room Temperature by Plasma Enhanced Evaporation In An UHV Chamber; 5th European Vacuum Conference, Salamanca; 1996
- [96Str2] A.Strass, W.Hansch, P.Bieringer, I.Eisele: Etching Characteristics of Silicon And Silicon Dioxide with a Low Energy Argon/Hydrogen DC Plasma at Room Temperature; 5th International Conference On Plasma Surface Engineering, Garmisch-Partenkirchen; 1996
- [96Zie1] J.F.Ziegler: The Stopping and Range of Ions in Matter, SRIM program manual; New York; 1996
- [97Feh1] G.Fehlauer: Gitterangepaßtes ternäres Silizid für die Silizium-Technologie; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1997
- [97Rao1] V.R.Rao: High Performance Planar Doped Barrier Silicon MOSFETs with sub 100 nm Channel Length; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1997
- [97Str1] A.Strass, W.Hansch, P.Bieringer, A.Neubecker, F.Kaesen, A.Fischer, I.Eisele: Etching Characteristics of Si and SiO₂ with a Low Energy Argon/Hydrogen d.c. Plasma Source; Surface & Coatings Technology 97; 1997
- [98Boe1] M.Bögner: Low Power-Halbleiter-Gassensoren auf Metalloxidbasis; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1998
- [98Kae1] F.Kaesen: MOS-Transistoren mit Abmessungen im Nanometerbereich; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1998
- [98Neu1] A.Neubecker: Ultrahochvakuum(UHV)-kompatible Herstellung von Niedertemperaturoxiden für die Mikroelektronik; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1998

- [98Sch1] K.Schmagl: Auswahl und Charakterisierung von halbleitenden Metalloxidschichten für den Einsatz in Halbleiter-Gassensoren; Diplomarbeit, TU München; 1998
- [98Eis1] I.Eisele: Grundlagen der Silizium-Halbleitertechnologie, Vorlesungsskript, Universität der Bundeswehr München; 1998
- [98Mat1] A.Mattheus: Charakterisierung von dielektrischen Schichten für EEPROM-Zellen; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1998
- [98Rup1] T.Rupp, J.Messarosch, I.Eisele: Silicon-germanium molecular beam epitaxy system for high-quality nanostructures and devices; Journal of Crystal Growth 183; Elsevier; 1998
- [98Str1] A.Strass: Plasmaunterstützte Substratreinigung und Schichtherstellung für die Silizium-Nanoelektronik; Dissertation an der Universität der Bundeswehr München; 1998
- [98Str2] A.Strass, W.Hansch, F.Kaesen, G.Fehlauer, P.Bieringer, A.Fischer, I.Eisele: Low Temperature Electrical Surface Passivation of MBE-Grown PIN Diodes by Hydrogen and Oxygen Plasma Processes; Thin Solid Films 321; Elsevier; 1998

Glossar

Abkürzungen der Analyseverfahren

Englisch		Deutsch	
AES	Auger Electron Spectroscopy	Auger-Elektronen Spektroskopie	
AFM	Atomic Force Microscopy	Atomare (Raster-)Kraftmikroskopie	
CL	Cathode Luminescence	Kathodenlumineszenz	
ECP	Electron Channeling Pattern		
EDAX	Energy-Dispersive Analysis of X-rays (= EDX, EDS)	Energiedispersive Röntgenanalyse	
EDS	Energy-Dispersive (X-ray) Spectroscopy (= EDAX, EDX)	Energiedispersive Röntgenanalyse	
EDX	Energy-Dispersive X-ray Analysis (= EDAX, EDS)	Energiedispersive Röntgenanalyse	
EELS	Electron Energy Loss Spectroscopy	Energieverlust-Elektronenspektroskopie	
ELL	Ellipsometry	Ellipsometrie	
EBIC	Electron Beam Induced Current		
ECP	Electron Channeling Pattern		
EPMA	Electron Probe Microanalysis	Elektronenstrahl-Mikroanalyse	ESMA
ERD	Elastic Recoil Detection		
ESCA	Electron Spectroscopy for Chemical Analysis (= XPS)	Photoelektronenspektroskopie	
ESDI	Electron Stimulated Desorption of Ions	Elektronenstrahl-Stimulierte Ionen-Desorption	ESID
EXAFS	Extended X-ray Absorption Fine Structures	Röntgenabsorptionsspektroskopie	
HEED	High-Energy Electron Diffraction	Hochenergetische Elektronenbeugung	
HEIS	High-Energy Ion Scattering (= RBS)		
ISS	Ion Scattering Spectrometry	Ionenreflexionsspektroskopie	
INA	Ion Neutral Analysis	Ionenneutralisationsspektroskopie	
IIXE	Ion Induced X-Ray Emission	Ioneninduzierte Röntgenemission	IIR
LEED	Low Energy Electron Diffraction	Niederenergetische Elektronenbeugung	
LEIS	Low Energy Ion Scattering (= ISS)	Niederenergetische Elektronenstreuung	
LIMA	Laser Induced Mass Spectrometry	Laserinduzierte Massenspektrometrie	
NAA	Neutron Activation Analysis	Neutronenaktivierungsanalyse	
OM	Optical Microscopy	Optische Mikroskopie	
PAS	Positron Annihilation Spectroscopy	Positronenvernichtungsspektroskopie	
PES	Photo Electron Spectroscopy	Photoelektronenspektroskopie	
PIXE	{Particle Proton}-Induced X-ray Emission	{ Partikel Protonen } induzierte Röntgenemission	PIR
RBS	Rutherford Backscattering Spectrometry	Rutherfordsche Rückstreu-Spektrometrie	
REM	Reflection Electron Microscopy		

Englisch		Deutsch	
RHEED	Reflective High-Energy Electron Diffraction		
SAM	Scanning Auger Microscopy	Raster-AES	
SEM	Scanning Electron Microscopy	Raster-Elektronen-Mikroskopie	REM
SIMS	Secondary Ion Mass Spectrometry	Sekundärionen-Massenspektrometrie	
SNMS	Sputtered Neutral Mass Spectrometry		
SREM	Scanning Reflection Electron Microscopy	Raster-Reflexionselektronenmikroskopie	
STEM	Scanning Transmission Electron Microscopy	Raster-Transmissionselektronenmikroskopie	
STM	Scanning Tunneling Microscopy	Raster-Tunnel-Mikroskopie	
TEM	Transmission Electron Microscope:		
UPS	Ultraviolet Photoelectron Spectroscopy	UV-induzierte Photoelektron-Spektroskopie	
XPS	X-ray Photoelectron Spectroscopy	Röntgeninduzierte Photoelektron-Spektroskopie	
XRD	X-Ray Diffraction	Röntgenbeugung	
XRF	X-Ray Fluorescence	Röntgen-Fluoreszenz-Analyse	RFA

<http://neon.mems.cmu.edu/bucky/jh/glossary.html>

<http://wings.buffalo.edu/SBF/thumbtabs.html>

[92Con-1]

Sonstige Abkürzungen

Abkürzung	Englisch	Deutsch
ADC	Analog to Digital-Converter	Analog zu Digitalwandler
CMOS	Complementary MOS	
CVD	Chemical Vapor Deposition	Chemische Abscheidung aus der Gasphase
DF	Double Focus	Doppelt fokussierender Massenseparator (SIMS)
DL	Decay Length	Flankensteilheit von Kanten bei einem SIMS-Profil
DRAM	Dynamic RAM	Speicher, der ohne zyklische Auffrischung seinen Inhalt vergißt
ECP	Electron-Channeling-Pattern	
EBIC	Electron-Beam-Induced Current	
FET	Field Effect Transistor	Feldeffekttransistor
FWHM	Full Width at Half Maximum	Halbwertsbreite
HBT	Hetero-Bipolar-Transistor	
HF	High Frequency	Hochfrequenz
HSG-FET	Hybrid-Suspended-Gate-FET	
IC	Integrated Circuit	Integrierte Schaltung
IS-FET	Ion-Sensitive-FET	
LASER	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation	
LP(-CVD)	Low Pressure(-CVD)	
LPE	Liquid Phase Epitaxy	Abscheidung aus der flüssigen Phase
MBE	Molecular Beam Epitaxy	Molekularstrahlepitaxie
MBT	Metal Base Transistor	Transistor mit Metallbasis
MCA	Multi Channel Analyzer	Vielkanalanalysator
MOD(-FET)	Modulated Doped (-FET)	Modulationsdotiert
MOS(-FET)	Metal Oxide Semiconductor (-FET)	Schichtsystem aus Metall (Gate) Oxid (Gateisolator) und Halbleiter
ML	Mono Layer	Monolage
MS(-SIMS)	Magnetic Sector (-SIMS)	Magnetisches Sektorfeld (-SIMS)
OOE	Oxygen Enhanced Evaporation	
O ₃ EE	Ozone Enhanced Evaporation	
PECVD	Plasma Enhanced CVD	Plasmaunterstützte Gasphasenabscheidung
PEE	Plasma Enhanced Evaporation	Plasmaunterstützte Aufdampfung
PEO	Plasma Enhanced Oxidation	Plasmaunterstützte Oxidation
PIN(-Diode)	Positive-Intrinsic-Negative(-Diode)	
ppm	Parts Per Million	10 ⁻⁶
ppb	Parts Per Billion	10 ⁻⁹
QM	Quadrupol Mass (-Analyzer)	Quadrupol-Massen-(Analysator)
RAM	Random Access Memory	Wahlfrei adressierbarer Speicher
RPECVD	Remote Plasma Enhanced CVD	
RSF	Relative Sensitivity Factor	Relativer Empfindlichkeitsfaktor (SIMS)
RTO	Rapid Thermal Oxidation	

Abkürzung	Englisch	Deutsch
RUMP	Rutherford Universal Manipulation Program	Simulator für RBS-Spektren
(H)SG(-FET)	(Hybrid)Suspended Gate (-FET)	
SPE	Solid Phase Epitaxy	Festphasenepitaxie
TBD	Triangular Barrier Diode	
TOF(-SIMS)	Time Of Flight (-SIMS)	Flugzeit (-SIMS)
TTL	Transistor-Transistor-Logic	Transistor-Transistor-Logik
UniBwM		Universität der Bundeswehr München

Begriffserklärungen

Begriff	Erklärung
Atomika	Herstellerfirma von SIMS-Anlagen
Cameca	Herstellerfirma von SIMS-Anlagen
Matrix	Hauptsächlicher Bestandteil einer Schicht (z.B. Silizium)
Pulser	Ein Gerät, das einstellbare definiert hohe und breite Impulse liefert

Zusätzliche Informationen

RBS:

- *Ion Beam Analysis Facility Home Page:*
<http://iba.cie.umn.edu/>

SIMS:

- *Secondary Ion Mass Spectrometry (SIMS) Home Page:*
<http://www.simsworkshop.org/>
- *TRIM (now called SRIM- Stopping and Range of Ions in Matter) WWW page*
<http://www.research.ibm.com/ionbeams/>

Anhang

Im folgenden sind einige wichtige Geräteeinstellungen aufgelistet:

SIMS-Anlage

Quadrupol HQ-Head 15 (Massenbereich 0-150 amu) und Kaltkathodenquelle mit O₂

Gerät	Parameter	Einheit	Wert
Secondary Ion Control	ΔM	Skt	6.66
	Resolution	Skt	2.96
	Accel	Skt	7.61
	ΔE	Skt	5.00
	Focus	Skt	6.60
Quadrupol Control	Cal High Mass Range	Skt	6.98
Ion Gun Control	Discharge	20 mA	0.7...0.8
	Discharge	1000 V	0.4...0.5
	Magnet	3 A	0.4...0.5
	Extraction	800 V	0.3...0.5
Beam Align	X	Skt	-1.94
	Y	Skt	+4.56
	Neutral	Skt	6.27
High Voltage Supply	Ion Energy	kV	12.0
	Focus	kV	10.6

Tabelle A.1: Geräteeinstellungen SIMS-Anlage Atomika A-DIDA 3000-30

RBS-Anlage

Gerät	Parameter	Einheit	Wert
Van-de-Graaf-Stabilizer	Terminal Voltage	keV	1200
	Corona Current	μA	~ 20
	Belt Charge	μA	~ 4
Control Cabinet (Terminal)	Gas Selector		He
	Gas	Skt	~ 5.8
	Beam	Skt	~ 4.0
	Focus	Skt	~ 3.7
Control Cabinet	Column Current	μA	~ 17
	Beam Current (Faraday Cup)	μA	~ 10
	Beam Current (Analysis)	nA	~ 200
Magnet Power Supply	Coarse Gain	Skt	210

Tabelle A.2: Geräteeinstellungen Beschleuniger High Voltage AN-2500

Gerät	Parameter	Einheit	Wert
Bias Power Supply	Voltage	V	50
Amplifier	Coarse Gain		10,20,50
	Fine Gain	Skt	0.5... 1.5
	Peaking Time	μs	0,75
ADC	Conversion Gain		8 k
	Offset		0
	Modus		PHA
TMCA	Channels		512... 16384

Tabelle A.3: Geräteeinstellungen der RBS-Meßkette

Physikalische Werte und Tabellen

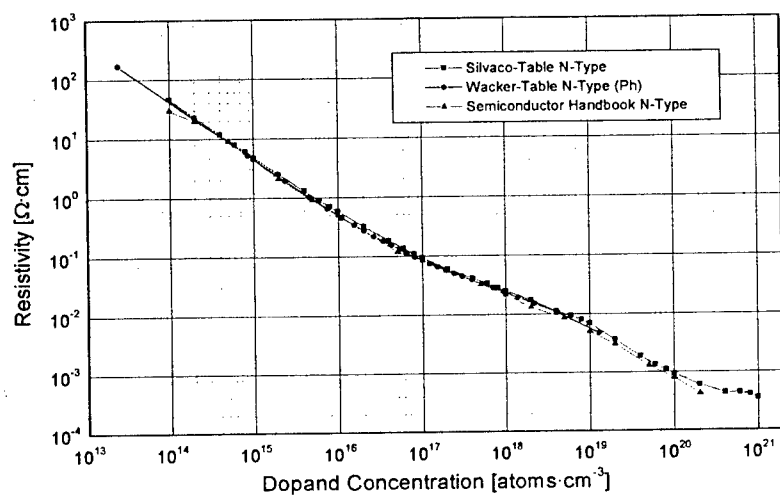


Abbildung A.1: Spezifischer Widerstand zu Ladungsträgerkonzentration für n-Dotierung von Silizium

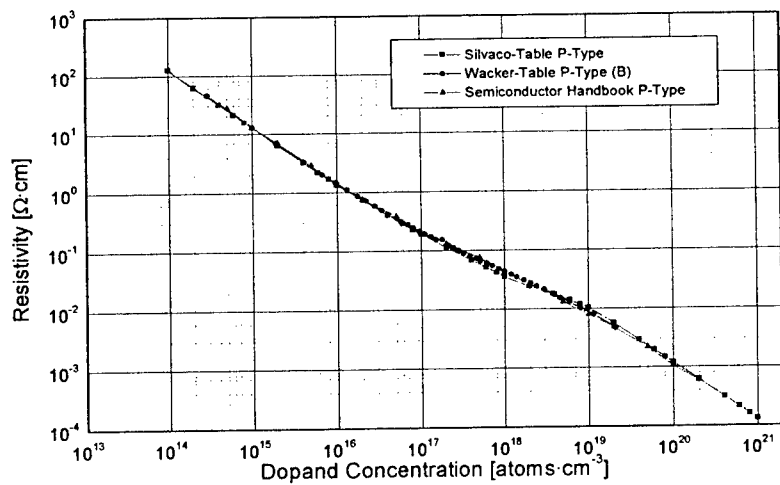


Abbildung A.2: Spezifischer Widerstand zu Ladungsträgerkonzentration für p-Dotierung von Silizium

Danksagung

Ich möchte allen, die mich bei dieser Arbeit unterstützt haben, herzlichst danken.

Großer Dank gilt Herrn Prof. Dr. **I. Eisele** für die Überlassung des interessanten Themas und der Möglichkeit, diese Arbeit am Lehrstuhl anzufertigen.

Herrn Dr. **W. Hansch** und Herrn Dr. **F. Wittmann** danke ich für Unterstützung in allen fachlichen Fragen.

Herrn Dipl.-Phys. **J. Bartels**, Herrn Dr. **G. Fehlaue**r, Herrn Dipl.-Phys. **Ch. Fink**, Frau Dipl.-Phys. **M. Haas**, Dr. **F. Kaesen**, Frau Dr. **A. Neubecker**, Herrn Dr. **T. Rupp**, Herrn Dipl.-Phys. **J. Schulze**, Herrn Dr. **A. Strass** und Herrn Dipl.-Phys. **T. Sulima** verdienen ein Dankeschön für die Herstellung, Prozessierung und Messung der Proben.

Ein Dank ist auch Herrn Dipl.-Phys. **J. Weidhaas** (Fa. IFT/FhG) für die Unterstützung bei Aufbau und Inbetriebnahme des Beschleunigers auszusprechen.

Herrn Dipl.-Ing. **P. Ciecierski** ist für die Unterstützung bei kleinen Problemen mit der Verwaltung und sein hervorragendes Organisationstalent zu danken.

Bei Herrn **W. Funke**, Herrn **P. Sitter**, Herrn **P. Wiczorek**, Herrn **H. Ernst** und Herrn **U. Bayrle** möchte ich mich für die werkstattliche Unterstützung in den verschiedensten Fällen bedanken.

Unserer Sekretärin Frau **E. Grüner** und allen (auch ehemaligen) Mitarbeitern des Instituts danke ich für das hervorragende Arbeitsklima.

Zuletzt möchte ich mich für die diversen von mir im Rahmen der Administrationstätigkeit verursachten Computer-, Software- und Netzwerkprobleme entschuldigen. Dafür aber gleichzeitig bei allen bedanken, die durch ihre vielfältigen Fragen und Problemen dazu mich zu Lösungen angespornt haben und mir somit zu einem enormen Wissens- und Erfahrungsschatz verholfen haben.